

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

**IMPACT À FAIBLE VITESSE SUR UN COMPOSITE
POLYPROPYLENE/FIBRE DE VERRE**

**DAVID TRUDEL-BOUCHER
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL**

**MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)
DÉCEMBRE 2000**

© David Trudel-Boucher, 2000.



**National Library
of Canada**

**Acquisitions and
Bibliographic Services**

**385 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada**

**Bibliothèque nationale
du Canada**

**Acquisitions et
services bibliographiques**

**385, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada**

Your file Votre référence

Our file Notre référence

The author has granted a non-exclusive licence allowing the National Library of Canada to reproduce, loan, distribute or sell copies of this thesis in microform, paper or electronic formats.

The author retains ownership of the copyright in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque nationale du Canada de reproduire, prêter, distribuer ou vendre des copies de cette thèse sous la forme de microfiche/film, de reproduction sur papier ou sur format électronique.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur qui protège cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

0-612-60923-5

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

**IMPACT À FAIBLE VITESSE SUR UN COMPOSITE
POLYPROPYLENE/FIBRE DE VERRE**

présenté par: TRUDEL-BOUCHER David

en vue de l'obtention du diplôme de: Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de:

M. BOUKHILI Rachid, Ph.D., président

M. FISA Bohuslav, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. BUREAU Martin N., Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M^{me} DENAULT Johanne, Ph.D., membre

REMERCIEMENTS

L'auteur tient à remercier très sincèrement Dr Martin N. Bureau et Dr Bohuslav Fisa pour les précieux conseils et commentaires dispensés tout au long de ce projet. Des sincères remerciements vont également à Chantal Coulombe, Patrick Gagnon, Manon Plourde, Dr Tan Minh Ton-That et Christian Néron pour leur aide indispensable. L'auteur tient aussi à remercier l'Institut des matériaux industriels (IMI) et le Conseil national de recherche du Canada (CNRC).

RÉSUMÉ

Cette étude porte sur la réponse aux « impacts à faible vitesse » de matériaux composites à fibres continues polypropylène/fibre de verre (PP/FV). Ce travail vient donc s'ajouter au nombre important d'études qui ont été réalisées au cours des dernières années sur ce type de matériau en raison de leur faible coût de production, de leur résistance à l'environnement et des possibilités de recyclage offertes. Cependant, peu de ces travaux ont porté sur la caractérisation de la réponse aux impacts et sur l'évaluation des propriétés résiduelles après impact. Aussi, ce travail a pour objectif d'explorer ces domaines particuliers.

Dans la première partie de cette étude, les propriétés reliées aux « impacts à faible vitesse » d'un laminé polypropylène/fibres de verre (PP/FV) moulé selon une séquence d'empilement $[0/90]_{2S}$ ont été étudiées à l'aide de l'essai du poids tombant. Des observations au microscope optique et des inspections au laser-ultrasons (*C-scans*) ont été utilisées pour caractériser l'endommagement produit par impact. Les principaux modes d'endommagement observés sont les fissures dans la matrice, la délamination et la rupture de fibres près de l'indentation. Les observations effectuées montrent également que les délaminations sont amorcées lorsque les fissures de cisaillement rencontrent l'interface d'un pli d'orientation différente. De plus, la déformation résiduelle des échantillons a permis de montrer la présence d'une déformation plastique importante. Des relations linéaires entre la surface délaminée et l'énergie incidente ainsi qu'entre la surface délaminée et la force d'impact ont été rapportées, ce qui a permis de déterminer par régression linéaire une énergie-seuil et une force-seuil pour la formation de la délamination. Cette valeur est en accord avec l'initiation des dommages détectés sur les courbes d'impact force-temps qui ont été obtenues à l'aide d'essais d'impact instrumentés.

Dans la deuxième partie de cette étude, des essais de traction et de flexion ont été effectués sur des coupons de deux matériaux composites PP/FV différents (un laminé et un sergé) préalablement impactés à des énergies incidentes comprises entre 1 et 10 J. Les résistances et les modules résiduels obtenus ont par la suite été comparés aux valeurs déterminées pour des échantillons non endommagés. Les résultats montrent que la résistance résiduelle en traction du laminé diminue légèrement pour des énergies incidentes supérieures à 4 J, alors que la résistance du sergé ainsi que les modules d'Young des deux matériaux demeurent constants pour toute la gamme d'énergie étudiée. La diminution de la résistance en traction du laminé a été associée à la rupture des fibres observée près de l'indentation et à la présence de délaminations. Les résultats des essais de flexion effectués sur les côtés impactés et non impactés montrent que la résistance et le module en flexion diminuent linéairement avec l'énergie incidente, la diminution de la résistance étant plus importante dans le cas où la charge est appliquée sur le côté impacté. Dans tous les cas, une rupture en compression a été observée. La diminution des propriétés en flexion a été attribuée principalement à la présence de délaminations. La diminution additionnelle de la résistance qui a été observée lorsque la charge est appliquée sur le côté impacté a été attribuée à la présence des fibres brisées près de l'indentation qui initie la rupture en compression.

Finalement, les taux de relâchement d'énergie correspondant à l'initiation et à la propagation d'une délamination en impact ont été évalués pour des échantillons dans lesquels un film avait été inséré à mi-épaisseur pour simuler une délamination. Les résultats obtenus ont par la suite été comparés avec des valeurs déterminées pour un matériau semblable sous un chargement quasi-statique en mode II. Les taux de relâchement d'énergie obtenus dans cette étude pour l'initiation et la propagation de la délamination sont respectivement 50 % plus faibles et sept fois plus élevés que les résultats rapportés auparavant, c'est-à-dire en quasi-statique. La variation du taux de relâchement d'énergie correspondant à l'initiation de la délamination est associée à la nature viscoélastique de la matrice de polypropylène et à la différence de rigidité entre les

plis d'orientation différente de part et d'autre de la délamination. La variation du taux de relâchement d'énergie correspondant à la propagation de la délamination a quant à elle été associée à l'erreur commise en associant l'énergie absorbée par l'échantillon uniquement à l'énergie nécessaire pour propager la délamination.

ABSTRACT

The low-velocity impact response of continuous glass fiber/polypropylene composites has been studied. The present study is a complement to the numerous studies published on these composites recently due to their low costs of production, high environment resistance and potential for recycling. However, only few works have been done in the characterization of the impact response and post-impact mechanical properties of these materials. This study must then be considered has an attempt to better understand this particular field.

In the first part of this study, the low-velocity impact behavior of a continuous glass fiber/polypropylene (GF/PP) composite with a $[0/90]_{2S}$ lay-up configuration has been investigated by falling-weight impact tests. Optical microscopy and laser-ultrasonic scanning (c-scans) were used to determine the impact-induced damage. The principal failure mechanisms were found to be matrix cracking, delamination and a small amount of fiber breakage at the edge of the indentation on the front face. Observations showed that delamination was initiated by matrix shear cracks meeting a ply of different orientation. Plastic deformation of the impacted laminate was assessed by the residual curvature of the specimen. Linear relationships between projected delamination area and both incident impact energy and impact force are reported. From the delaminated area-impact force curve, a load threshold is found for the onset of delamination by linear regression. This value is in good agreement with the onset of damage detected on the load-time curves obtained by instrumented impact tests.

In the second part of this study, post-impact tensile and flexural tests have been conducted on straight-sided specimen of two GF/PP composites for incident impact energies between 1 and 10 J. The residual strength and modulus obtained were then compared with the corresponding values for undamaged specimens. Results showed that the post-impact tensile strength of the laminate decreased slowly for incident energies

higher than 4 J while the strength of the twill composite and the Young modulus of both materials remained unchanged in the energy range tested. This loss in tensile strength is attributed to the fiber damage observed at the edge of the indentation and to the strain concentration associated with the internal delaminations. Results of the flexural tests performed on both impacted and opposite specimen sides for the two GF/PP composites showed that the strength and the modulus decreased with the incident impact energy, the loss of strength being more important when the load is applied on the impacted side. In all cases, a compression failure was observed. The loss in mechanical properties is attributed to the presence of fiber damage and delamination. The additional loss in strength obtained when the load is applied on the impacted side is possibly caused by the fiber damage at the edge of indentation that may induce a faster compression failure.

Finally, the critical strain energy release rate during impact for the onset and propagation of a delamination were evaluated from the load-time and energy-time curves using specimens with a mid-thickness embedded insert used to reproduce a delamination. The critical load and the dynamic strain energy release rate at the onset of delamination are independent of the initial size of the delamination. Results are then compared with steady crack growth fracture toughness values determined from mode II quasi-static tests of similar GF/PP composites. The dynamic fracture toughness obtained for the onset and propagation of a delamination are respectively 50% lower and seven time higher than the steady crack growth fracture toughness reported earlier. The first effect is attributed to the viscoelastic behavior of the PP matrix and the bending stiffness mismatching of the ply of different orientation at the interface of the delamination and the latter to the absorbed energy associated with the plastic deformation.

TABLE DES MATIÈRES

REMERCIEMENTS.....	iv
RÉSUMÉ	v
ABSTRACT.....	viii
TABLE DES MATIÈRES	x
LISTE DES TABLEAUX.....	xiv
LISTE DES FIGURES	xv
LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS	xix
INTRODUCTION	1
CHAPITRE I: REVUE DE LA LITTÉRATURE	4
1.1 Définitions d'« impact à faible vitesse ».....	4
1.2 Tests d'impact à faible vitesse	5
1.2.1 Essai Charpy	6
1.2.2 Essai Izod.....	6
1.2.3 Poids tombant	7
1.3 Contraintes et déformations associées à l'essai du poids tombant	7
1.3.1 Contraintes et déformations locales associées aux forces de contact	8
1.3.2 Contraintes et déformations globales associées à la flexion de la plaque.....	10
1.4 Endommagement causé par impact	12
1.4.1 Dommages dans la matrice	13
1.4.2 Délamination.....	15
1.4.3 Rupture des fibres	16
1.4.4 Dommages en impact versus dommages en fatigue	17

1.5 Propriétés résiduelles	18
1.5.1 Propriétés résiduelles en traction	18
1.5.2 Propriétés résiduelles en flexion	21
1.6 Influence des constituants	23
1.6.1 Fibres.....	23
1.6.2 Matrice	25
1.6.3 Interface fibre/matrice.....	26
1.7 Essais d'impact instrumentés	27
1.7.1 Acquisition et traitement des données	28
1.7.2 Interprétation des signaux d'impact.....	30
1.8 Taux de relâchement d'énergie	31
1.8.1 Influence de la vitesse de chargement sur le taux de relâchement d'énergie	31
1.8.2 Influence des conditions de moulage sur le taux de relâchement d'énergie	32
1.8.3 Disque circulaire contenant une délamination à mi-épaisseur.....	33
CHAPITRE II: MÉTHODOLOGIE	38
2.1 Matériaux utilisés et conditions de moulage.....	38
2.1.1 Laminé PP/FV [0/90] _{2S}	38
2.1.2 Sergé PP/FV.....	38
2.2 Essais d'impact	39
2.3 Influence de la largeur des échantillons sur l'impact.....	40
2.4 Caractérisation de l'endommagement.....	40
2.4.1 Observations microscopiques	41
2.4.2 Densité de fissures dans la matrice	42
2.4.3 Inspection par ultrasons (<i>C-scan</i>)	42
2.5 Détermination des propriétés résiduelles après impact.....	42
2.5.1 Propriétés résiduelles en traction	42
2.5.2 Propriétés résiduelles en flexion.....	44

2.6 Détermination du taux de relâchement d'énergie	45
2.6.1 Préparation des échantillons	45
2.6.2 Taux de relâchement d'énergie associé à l'initiation d'une délamination sous chargement dynamique ($G^d_{IIc,initiation}$)	45
2.6.3 Taux de relâchement d'énergie associé à la propagation d'une délamination sous chargement dynamique ($G^d_{IIc,propagation}$)	47
CHAPITRE III: RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX	48
3.1 Influence de la largeur des échantillons	48
3.2 Caractérisation de l'endommagement	50
3.2.1 Observations microscopiques	50
3.2.2 Densité de fissures dans la matrice	56
3.2.3 Inspections par ultrasons	56
3.3 Analyse des signaux d'impact	60
3.4 Propriétés résiduelles après impact	62
3.4.1 Propriétés résiduelles en traction	63
3.4.2 Propriétés résiduelles en flexion	65
3.5 Détermination du taux de relâchement d'énergie	68
3.5.1 Signaux d'impact et charge critique	68
3.5.2 Inspections au laser-ultrasons	71
3.5.3 Observations microscopiques	72
3.5.4 Calcul de $G^d_{IIc,initiation}$	73
3.5.5 Calcul de $G^d_{IIc,propagation}$	74
CHAPITRE IV: ANALYSE ET DISCUSSION	76
4.1 Influence de la largeur des échantillons	76
4.2 État de contrainte et endommagement	76
4.2.1 État de contrainte sous l'impacteur dans le pli inférieur	78
4.2.2 État de contrainte à mi-épaisseur sous l'impacteur	79

4.2.3	État de contrainte dans la région située directement sous l'impacteur	81
4.3	Évolution de l'endommagement.....	85
4.4	Propriétés résiduelles après impact.....	86
4.4.1	Propriétés résiduelles en traction	86
4.4.2	Propriétés résiduelles en flexion	87
4.5	Valeurs critiques pour l'initiation de la délamination.....	88
4.5.1	Forces et déplacement correspondant à l'initiation de la délamination	88
4.5.2	Énergie incidente et énergie absorbée correspondant à l'initiation de la délamination	90
4.6	Détermination du taux de relâchement d'énergie	90
4.6.1	Taux de relâchement d'énergie associé à l'initiation de la délamination ($G_{IIC,initiation}^d$)	90
4.6.2	Taux de relâchement d'énergie associé à la propagation d'une délamination ($G_{IIC,propagation}^d$).....	92
CONCLUSION.....		94
BIBLIOGRAPHIE.....		97

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 : Propriétés mécaniques de fibres commerciales (Mallick, P.K., 1993)	24
Tableau 2.1 : Procédure de polissage.....	41
Tableau 3.1 : Résistance et module d'Young obtenus en traction dans la condition non-impactée.....	63
Tableau 3.2 : Résistance et module obtenus en flexion dans la condition non impactée.	65
Tableau 3.3 : Paramètres associés au matériau utilisé dans le calcul de $G_{IIc,initiation}^d$	73
Tableau 3.4: Calcul du taux de relâchement d'énergie en propagation ($G_{IIc,propagation}^d$).....	74
Tableau 4.1 : Contraintes principales et angle du plan des contraintes maximales pour trois positions différentes dans l'échantillon.	83

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 : (a) Essai Charpy, (b) essais Izod et (c) essai du poids tombant (Mallick, 1993).....	8
Figure 1.2 : Plans de fissuration observés en impact.	8
Figure 1.3 : Distribution des contraintes près du point de contact proposé par Davies et Robinson (1992).	9
Figure 1.4 : Variation de la contrainte de cisaillement interlaminaire (τ_x) en fonction de l'épaisseur (h) (Bazergui <i>et al.</i> (1993)).....	10
Figure 1.5 : Variation de la contrainte de cisaillement interlaminaire (τ_x) maximale en fonction de la distance au point de contact (r) tel que définit par Davies et Zhang (1995).	10
Figure 1.6 : Contraintes de cisaillement à la 4 ^e interface d'un laminé [0 ₃ /90 ₃ /0 ₃ /90 ₃ /0 ₃] déterminées par éléments finis (Wang et Vu-Khanh, 1994).	11
Figure 1.7 : (a) Composite unidirectionnel soumis à un chargement concentré et (b) déformation du composite [90/0] (Liu, 1992).	12
Figure 1.8 : Fissures de cisaillement et fissures de tension résultant d'un impact transversal (Joshi et Sun, 1985).	14
Figure 1.9 : Distribution des contraintes causant la formation des fissures dans la matrice dans une plaque en flexion.	14
Figure 1.10 : Forme caractéristique d'une délamination (Liu, 1988).....	16
Figure 1.11 : Rupture des fibres (a) près de l'indentation (Bishop, 1985) et (b) dans le pli inférieur (Curson <i>et al.</i> , 1990) pour un composite PEEK/carbone.	16
Figure 1.12 : Courbe d'endurance et mécanismes d'endommagement observés en fatigue (Talreja, 1987).....	17
Figure 1.13 : Résistance résiduelle en traction en fonction de l'énergie incidente (Bishop, 1985).....	19
Figure 1.14 : Influence de l'orientation des fibres en surface sur les propriétés résiduelles en traction d'un composite PEEK/carbone (Bishop, 1985).	20

Figure 1.15 : Diminution de la charge maximale mesurée en flexion en fonction de la vitesse incidente pour quatre composites quasi-isotropiques.	22
Figure 1.16 : (a) Résistance résiduelle en flexion et (b) module de flexion résiduel pour un graphite carbone/époxy (Malvern <i>et al.</i> , 1989).....	23
Figure 1.17 : Variation de la résistance résiduelle en flexion en fonction de l'énergie incidente pour des composites ayant des fibres de carbone traitées et non-traitées (Cantwell et Morton, 1991).....	27
Figure 1.18 : (a) Courbe force-temps obtenue en absence d'endommagement et (b) chute de la force associée à la formation d'un dommage (Zhou, 1995).	30
Figure 1.19 : Influence des conditions de moulage sur la résistance interlaminaire. (RN) refroidissement normal et (RL) refroidissement lent (Bureau <i>et al.</i> , soumis à <i>Journal of Thermoplastic Composite Materials</i>).....	33
Figure 1.20 : (a) Modèle simplifié de Davies et Robinson et (b) valeur de la charge critique (Davies, Zhang et Watson, 1994).	37
Figure 2.1 : Montage utilisé pour les essais d'impact instrumenté.	40
Figure 2.2 : Schéma des talons utilisés pour les essais de traction sur le laminé PP/verre.....	43
Figure 2.3 : Schéma du montage utilisé pour déterminer $G^d_{IIC,initiation}$. (a) Vue de haut et (b) vue en coupe.	46
Figure 2.4 : Schéma d'une courbe d'énergie obtenue à l'aide d'un système d'impact instrumenté.	47
Figure 3.1 : (a) Force maximale, (b) énergie absorbée et (c) flèche à la force maximale en fonction de la largeur des échantillons. ■ 45 mm et ■ 55 mm.	49
Figure 3.2 : Observation microscopique de l'endommagement pour une énergie incidente de 2,35 J. (a) Coupe perpendiculaire et (b) coupe parallèle aux fibres en surface.	52
Figure 3.3 : Observation microscopique de l'endommagement à 4,70 J. (a) Coupe perpendiculaire et (b) coupe parallèle aux fibres en surface.....	53
Figure 3.4 : Observation microscopique de l'endommagement à 8,90 J. (a) Coupe perpendiculaire et (b) coupe parallèle aux fibres en surface.....	54

Figure 3.5 : Fissures observées près du point de contact. (a) Vue de la surface impactée à 8,90 J, (b) vue en coupe pour un impact de 4,70 Joules et (c) vue en coupe à 8,90 Joules.	55
Figure 3.6 : Densité de fissures dans la matrice pour chacun des plis du laminé PP/FV.....	56
Figure 3.7 : Signaux obtenus par inspection aux ultrasons pour des énergies de (a) 1,10 J, (b) 1,85 J, (c) 3,50 J, (d) 4,70 J, (e) 6,50 J et (f) 8,90 J.....	58
Figure 3.8 : Aire des délaminations en fonction de l'énergie incidente.	59
Figure 3.9 : Aire des délaminations en fonction de l'énergie absorbée ($Y = 40,611 x$, $R = 0,88$).....	59
Figure 3.10 : Aire des délaminations en fonction de la force maximale.	60
Figure 3.11 : Signaux force-temps obtenus pour le matériau laminé à des énergies incidentes de (a) 1,10 J, (b) 1,85 J, (c) 3,50 J, (d) 4,70 J, (e) 6,50 J et (f) 8,90 J.....	61
Figure 3.12: (a) Variation du déplacement et (b) de l'énergie absorbée correspondant à l'initiation de la délamination.....	62
Figure 3.13 : (a) Résistance résiduelle normalisée et (b) module d'Young résiduel normalisé en traction.....	64
Figure 3.14 : Résistance résiduelle en flexion. (a) Charge appliquée sur le côté impacté et (b) charge appliquée sur le côté non impacté.....	66
Figure 3.15 : Module résiduel en flexion. (a) Charge appliquée sur le côté impacté et (b) charge appliquée sur le côté non-impacté.....	67
Figure 3.16 : Signaux d'impact obtenus pour différents rapports de a/R . (a) $a/R = 0,35$, (b) $a/R = 0,40$, (c) $a/R = 0,50$ et (d) $a/R = 0,65$	69
Figure 3.17 : Variation de la charge critique en fonction de la taille du film de polyimide et écart-type associé aux résultats (zone ombragée).....	70
Figure 3.18 : Déplacement correspondant à l'initiation de la fissure en fonction de la taille du film de polyimide et écart-type associé aux résultats (zone ombragée).	70
Figure 3.19 : Inspections aux ultrasons d'échantillons impactés contenant un film de polyimide. (a) $a/R = 0,35$, (b) $a/R = 0,40$, (c) $a/R = 0,50$ et (d) $a/R = 0,65$	71

Figure 3.20 : Délamination amorcée au film de polyimide. (a) Vue d'ensemble et (b) extrémité du film.....	72
Figure 3.21 : $G_{IIc,initiation}^d$ en fonction de la taille initiale de la délamination.....	73
Figure 3.22 : $G_{IIc,propagation}^d$ en fonction de la taille initiale de la délamination et écart-type associé aux résultats (zone ombragée).....	75
Figure 4.1 : Schéma d'une poutre en flexion (Mallick, 1993).....	78
Figure 4.2 : Schéma de l'endommagement et des contraintes approximées à l'aide de la théorie des poutres pour des énergies incidentes croissantes. (a) Fissures dans la matrice, (b) rupture de fibres et initiation de la délamination et (c) multiplication des fissures dans la matrice et des délaminations et coalescence des fissures dans la matrice.	85
Figure 4.3 : Comparaison de la force correspondant à l'initiation de la délamination obtenue par régression linéaire à la Figure 3.10 et à l'aide des signaux d'impact force-temps à la Figure 3.11.....	89
Figure 4.4 : Comparaison des valeurs de $G_{IIc,initiation}^d$ et $G_{IIc,propagation}^d$ obtenues par impact (chapitre 3) et par ENF (Bureau <i>et al.</i> , (en rédaction)).....	93

LISTE DES SIGLES ET ABRÉVIATIONS

a	Rayon du film de polyimide
$a(t)$	Accélération de l'impacteur
ΔA	Nouvelle surface délaminée
b	Épaisseur d'un disque circulaire
b_f	Largeur des échantillons de flexion
C_0	Taille initiale de l'endommagement caractéristique dans le modèle de Caprino
C_r	Taille de l'endommagement caractéristique dans le modèle de Caprino
CNF	<i>Center-Notch Flexural</i>
$CNRC$	Conseil national de recherche du Canada
d	Diamètre des fibres
$E_a(t)$	Énergie absorbée
E_f	Module en flexion
E_f^0	Module en flexion pour la condition non-impacté
E_{fi}	Module des fibres
$E(t)$	Énergie totale du système
ENF	<i>En-Nnotch Flexural</i>
F	Force de contact
$f(t)$	Somme des forces agissant sur l'échantillon durant l'impact
FV	Fibre de verre
g	Constante gravitationnelle
G	Taux de relâchement d'énergie
$G_{IIC, initiation}$	Taux critique de relâchement d'énergie pour l'initiation d'une délamination
$G_{IIC, propagation}$	Taux critique de relâchement d'énergie pour la propagation d'une délamination

h	Épaisseur des échantillons de flexion
IMI	Institut des matériaux industriels
k	Constante de proportionnalité reliant la taille du défaut caractéristique à l'énergie incidente dans le modèle de Caprino
l_c	Longueur critique de transfert
l_d	Longueur de décohésion
L	Distance entre les appuis
M	Exposant affecté au rapport dans la taille des défauts dans le modèle de Caprino
m_i	Masse de l'impacteur
m_f	Pente de la courbe force-déplacement
N	Exposant affecté à l'énergie incidente dans le modèle de Caprino
$[]_n$	Nombre de plis dans un groupement
P	Charge appliquée dans le modèle de Davies
P_c	Charge critique correspondant à l'initiation d'une délamination
P_{max}	Force maximale atteinte en flexion
PAI	Polyamide-imide
PEEK	Polyether Ether Ketone
PP	Polypropylène
$P(t)$	Force mesurée par la cellule de charge
ST, TL, SL	Plan de fissuration dans un repère orthogonal
R	Distance par rapport au point d'impact
R	Rayon intérieur du support
R_f	Résistance en flexion
R'_o	Résistance en flexion pour la condition non-impactée
RL	Refroidissement lent
RN	Refroidissement normal
RR	Refroidissement rapide
T	Épaisseur des échantillons utilisés pour déterminer la résistance

	interlaminaire
$T(t)$	Énergie cinétique du système
U	Énergie incidente
ΔU	Énergie absorbée pour la délamination
U_0	Constante énergétique dans le modèle de Caprino
V	Effort tranchant
$V(t)$	Vitesse de l'impacteur
V_i	Vitesse initiale de l'impacteur
$V(t)$	Énergie potentielle de l'impacteur
W_d	Travail associé à la décohésion d'une fibre
W_p	Travail associé au déchaussement d'une fibre
$X(t)$	Position de l'impacteur
α	Constante géométrique dans le modèle de Caprino
α	Profondeur de l'indentation
δ	Flèche d'un disque circulaire
δ_E	Flèche d'un disque circulaire endommagé
δ_{N-E}	Flèche d'un disque circulaire non endommagé
κ	Constante dans la loi de contact de Hertz
ν	Coefficient de Poisson
θ	Angle du plan correspondant aux contraintes maximales
σ_0	Résistance initiale en traction dans le modèle de Caprino
σ_f	Résistance des fibres
σ_r	Résistance résiduelle en traction dans le modèle de Caprino
σ_x	Contrainte nominale dans la direction des fibres en flexion
σ_y	Contrainte associée à la force de contact en flexion
σ_z, σ_{zz}	Contrainte nominale dans un repère cylindrique
τ_0	Résistance en cisaillement à l'interface fibre/matrice
$\tau_{xz}, \tau_{yz}, \tau_{xy}$	Contrainte de cisaillement nominale dans un repère orthogonal

INTRODUCTION

Le développement des technologies modernes exige que l'on utilise des matériaux dont les propriétés mécaniques soient élevées, mais dont les masses volumiques soient faibles, et ce dans le but de réduire le poids des structures. On a par conséquent de plus en plus recours à des matériaux dont les propriétés spécifiques sont élevées comme, par exemple, les matériaux composites. En raison de leur faible densité, de leur haute résistance, de leur haute rigidité et de leur excellente durabilité, les matériaux composites à fibres continues ont d'abord été utilisés dans de nombreuses composantes structurales, notamment dans le domaine de l'aéronautique. De nos jours, la diminution de leurs coûts de production permet l'utilisation de ces matériaux dans des applications de plus en plus variées (automobiles, navigation, construction, etc.). De plus, les composites se distinguent des autres matériaux comme les métaux, les céramiques et les polymères par le fait qu'ils sont constitués de deux ou plusieurs matériaux distincts, séparables mécaniquement. On peut par conséquent modifier leurs propriétés en variant les proportions de leurs constituants ou les propriétés des constituants eux-mêmes. Il est donc possible d'obtenir des propriétés précises pour répondre à des applications spécifiques.

Les matériaux composites les plus couramment utilisés souffrent cependant de certaines limitations importantes. Parmi celles-ci, la plus importante est possiblement leur réponse à un impact localisé. Les mécanismes d'absorption d'énergie des matériaux composites sont très différents de ceux des métaux. En effet, les métaux absorbent l'énergie de l'impact sous forme de déformations élastique et plastique. Aussi, même si la déformation plastique peut entraîner une déformation permanente de la structure impactée, les conséquences sur la résistance résiduelle peuvent être relativement faibles. Pour les composites, il en est cependant tout autrement. La capacité des matériaux composites à fibres continues à se déformer plastiquement est extrêmement limitée, les fibres étant généralement fragiles. Par conséquent, l'énergie est dissipée sous forme

d'endommagement. La présence de tels endommagements résulte généralement en une réduction de la résistance et de la rigidité.

La majorité des composantes structurales en composite fabriquées à ce jour utilisent des résines de type thermodurcissables. Cependant, ces matériaux sont fragiles et peu tenaces. Une alternative consiste donc à utiliser des matrices thermoplastiques. Des différents composites à résines thermoplastiques disponibles, les composites à fibres continues polypropylène/fibre de verre (PP/FV) figurent parmi les plus avantageux. Parmi les avantages de ces matériaux notons d'abord leur faible coût de production, qui est relié à la fois au coût peu élevé des matières premières et aux procédés de moulage rapide. Le développement du thermoformage, par exemple, permet d'envisager une percée accrue de ces composites dans le domaine de l'automobile où les cadences de production sont très élevées. Les composites à fibres continues PP/FV possèdent également une bonne résistance à l'environnement et une bonne ténacité. De plus, ils offrent une possibilité de recyclage ce qui constitue un avantage tant au niveau des coûts de production qu'au niveau environnemental (réduction des déchets). Cependant, peu de travaux ont jusqu'à maintenant portés sur la réponse aux impacts à faible vitesse des composites PP/FV. Sachant que les pièces en matériaux composites sont généralement très susceptibles aux impacts transversales, il est essentiel de caractériser la réponse de ces matériaux à un tel type de chargement afin de pouvoir prévoir le comportement des composantes en service. Aussi, cette étude a pour but d'étudier les propriétés reliées aux impacts à faible vitesse de composites PP/FV à l'aide de l'essai du poids tombant.

Dans un premier temps, une revue des différents aspects concernant la réponse aux impacts à faible vitesse des matériaux composites à fibres continues est présentée. Par la suite, les endommagements causés par impact pour un laminé PP/FV possédant une séquence d'empilement $[0/90]_{2s}$ sont étudiées à l'aide d'observations au microscope optique et d'inspections au laser-ultrasons. Les observations au microscope optique permettent d'observer l'endommagement de la matrice et des fibres alors que les

inspections par laser-ultrasons permettent d'évaluer la taille de la région délaminée. Puis, des essais de traction et de flexion sont effectués sur des coupons de deux matériaux composites PP/FV (un laminé et un sergé) préalablement impactés afin de déterminer les propriétés résiduelles en fonction de l'énergie incidente. Finalement, les taux de relâchement d'énergie correspondant à l'initiation et à la propagation d'une délamination sont évalués à l'aide d'échantillons dans lesquels un film est inséré près de la mi-épaisseur pour simuler une délamination. La charge critique correspondant à l'initiation de la délamination est déterminée à l'aide des signaux d'impact force-temps. Le taux de relâchement d'énergie correspondant à l'initiation d'une délamination est par la suite évalué en utilisant un modèle simplifié ayant déjà été proposé. Le taux de relâchement d'énergie associé à la propagation de la délamination est quant à lui évalué grâce à la méthode de l'aire. Les résultats obtenus sont par la suite comparés avec des résultats disponibles dans la littérature.

CHAPITRE I

REVUE DE LA LITTÉRATURE

Ce chapitre présente une revue des différents aspects concernant la réponse aux « impacts à faible vitesse » des matériaux composites à fibres continues. Dans un premier temps, l'expression « impact à faible vitesse » est définie et les principales techniques utilisées pour évaluer la résistance des matériaux composites à ce type d'impact sont décrites. Puis, les principaux modes d'endommagement associés à l'essai du poids tombant ainsi que la variation des propriétés résiduelles en traction et en flexion en fonction de l'énergie d'impact sont présentés. Finalement, l'influence des constituants du composite sur la réponse à l'impact, l'interprétation des signaux acquis au cours d'un essai instrumenté et une application de calcul du taux de relâchement d'énergie sont explicitées.

1.1 Définitions d'« impact à faible vitesse »

En se basant sur la vitesse incidente de l'impacteur (faible ou élevée), les impacts sont généralement regroupés en deux catégories. Cependant, il n'existe pas de transition claire entre ces deux catégories et plusieurs auteurs sont en désaccord quant à leur définition (Richardson et Wisheart, 1996).

Liu et Malvern (1986) proposent un classement basé sur l'endommagement causé par impact. Selon ce critère, les impacts à faible vitesse sont caractérisés par la présence de délaminations et de fissures dans la matrice, tandis que les impacts à haute vitesse sont caractérisés par une pénétration de l'impacteur suite à la rupture des fibres au point de contact.

Davies et Robinson (1992) définissent l'impact à faible vitesse comme étant un impact dans lequel les ondes de choc n'influencent pas significativement l'état de contrainte. La structure peut ainsi répondre dynamiquement à l'impact selon la théorie classique des

plaques, plutôt que selon un champ de contraintes locales tridimensionnelles. La transition d'un impact à faible vitesse à un impact à haute vitesse est atteinte pour une vitesse d'environ 20 m/s pour un composite renforcé de fibres de carbone.

Sjöblom *et al.* (1988) définissent quant à eux l'impact à faible vitesse comme un événement pouvant être analysé par une approche quasi-statique. Selon la masse, le matériau et les caractéristiques de l'impacteur, la vitesse limite peut ainsi varier de quelques dixièmes de m/s pour des structures légères et rigides à quelques cm/s pour des structures lourdes et souples.

Finalement, Cantwell et Morton (1991) proposent une classification basée sur les techniques d'essais utilisées. Les impacts effectués à l'aide d'une masse importante mais pour lesquels la vitesse incidente ne dépasse guère 10 m/s (Charpy, Izod, poids tombant, etc.) sont des impacts à faible vitesse, tandis que les impacts effectués à l'aide d'une faible masse accélérée à haute vitesse (balistique) constituent la catégorie des impacts à haute vitesse.

1.2 Tests d'impact à faible vitesse

En raison d'un manque de standardisation, de nombreuses techniques d'essais sont actuellement utilisées pour déterminer les propriétés à l'impact des polymères renforcés de fibres continues (Cantwell et Morton, 1991; Choi, Wu et Chang, 1991; Kakarala et Roche, 1987; Maikuma, Gillespie et Whitney, 1989). La plupart des méthodes d'essais ne mesurent cependant pas uniquement les propriétés du matériau. En effet, l'influence de la géométrie des échantillons sur la réponse globale de la structure domine parfois le comportement du matériau lui-même. De plus, l'état de contraintes extrêmement complexe couplé au phénomène dynamique rend la comparaison des résultats obtenus entre les différents montages expérimentaux très difficile, sinon impossible (Sjöblom, Hartness et Cordell., 1988).

Le choix judicieux d'une technique d'essai devrait reposer sur la nécessité de simuler les conditions de chargement en opération, ainsi que sur la nécessité de reproduire les mécanismes de rupture et d'endommagement. En effet, les performances d'un matériau peuvent être dramatiquement différentes d'une méthode d'essai à une autre en plus de générer d'importantes dispersions dans les résultats (Kakarala et Roche, 1987). Dans les prochains paragraphes, les tests d'impact à faible vitesse les plus utilisés sont présentés.

1.2.1 Essai Charpy

Dans un essai Charpy, un échantillon supporté selon le plan horizontal est impacté par un mouton-pendule. Les échantillons utilisés sont des courts bâtonnets de forte épaisseur dans lesquels une entaille à mi-longueur peut être ajoutée, tel que présenté à la Figure 1.1a. Lorsqu'instrumenté, l'essai Charpy permet de déterminer la variation de la force en fonction du temps ou du déplacement ainsi que l'énergie absorbée durant le test, ce qui permet de recueillir des informations sur les mécanismes d'absorption et de dissipation d'énergie (Fejes-Kozma et Karger-Kocsis, 1994; Karger-Kocsis, 1993).

L'essai Charpy possède cependant certains désavantages. La forme des échantillons n'est pas typique des composantes utilisées en ingénierie et les mécanismes de rupture ne sont pas nécessairement ceux qui sont observés dans les composantes opérationnelles soumises à des essais d'impact à faible vitesse (Cantwell et Morton, 1991). De plus, les plans de fissuration, ST ou TL, des éprouvettes Charpy ne correspondent pas au plan de rupture généralement observé en service, c'est-à-dire SL (plan de rupture interlaminaire) (Figure 1.2). En effet, la géométrie de ce test d'impact ne provoque pas la formation de délaminations sur le plan SL.

1.2.2 Essai Izod

La configuration de l'essai Izod, tel que démontrée à la Figure 1.1b, est similaire à celle de l'essai à Charpy. Dans cet essai, l'échantillon est cependant supporté selon le plan vertical et est impacté à l'extrémité non-supportée par le mouton-pendule. Ce test souffre

de problèmes similaires à ceux décrits pour l'essai Charpy. En effet, la forme des échantillons n'est pas représentative des composantes utilisées en ingénierie et les plans de fissuration, qui sont les mêmes que pour l'essai Charpy, ne correspondent pas au plan de rupture généralement observé en service, c'est-à-dire SL (Figure 1.2).

1.2.3 Poids tombant

Dans cet essai, un impacteur effectue une chute d'une hauteur prédéterminée sur un échantillon ou une plaque supportée dans le plan horizontal, tel que présenté à la Figure 1.1c. Le plus souvent, les impacts ne provoquent qu'un endommagement de l'échantillon, entraînant ainsi un rebond de l'impacteur. L'essai du poids tombant est généralement instrumenté au moyen d'une cellule de charge ainsi que d'un détecteur de mouvement (cellule photoélectrique), ce qui permet d'obtenir la variation de la force en fonction du temps au cours de l'impact. Bien que la majorité des essais soit exécutée en utilisant un impacteur de forme hémisphérique, il est aussi possible d'utiliser des impacteurs de formes cylindriques ou de toute autre forme (Choi, Wu et Chang, 1991; Liu et Malvern, 1987).

Un des avantages de cet essai est qu'une plus vaste gamme de géométrie d'échantillons peut être testée, incluant des géométries complexes se rapprochant des composantes utilisées en ingénierie. De plus, ce test peut donner lieu à une fissuration (délamination) sur le plan SL (Figure 1.2).

1.3 Contraintes et déformations associées à l'essai du poids tombant

Le champ de contrainte associé à un impact de type poids tombant peut être subdivisé en deux composantes : les contraintes locales associées aux forces de contact et les contraintes globales associées à la flexion de la plaque. L'étude des contraintes est cependant complexe, car l'anisotropie et l'hétérogénéité des matériaux composites entraînent une distribution non-uniforme des contraintes lorsqu'ils sont soumis à un chargement localisé (Liu, 1988).

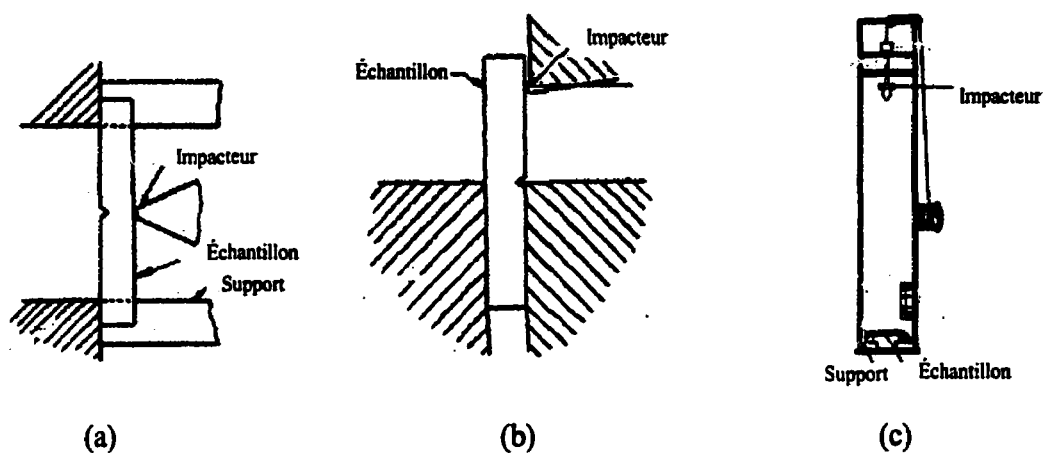


Figure 1.1 : (a) Essai Charpy, (b) essais Izod et (c) essai du poids tombant (Mallick, 1993).

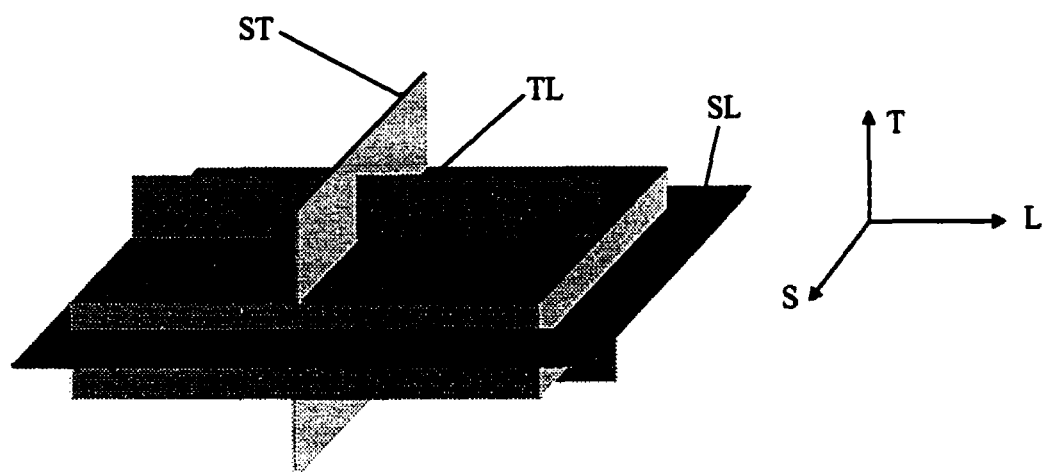


Figure 1.2 : Plans de fissuration observés en impact.

1.3.1 Contraintes et déformations locales associées aux forces de contact

Lors d'un impact, une déformation locale dans la région du point de contact (indentation) est produite par la force de contact. La taille de cette indentation est définie comme la différence entre le déplacement du projectile et le déplacement de la surface inférieure (Abrate, 1998). Pour déterminer la force de contact durant l'impact, le modèle d'Hertz,

qui relie la force de contact à l'indentation, est souvent utilisé (Finn et Springer., 1993). Ce modèle est exprimé par l'équation:

$$F = \kappa \cdot \alpha^{1.5} \quad (1.1)$$

où F est la force de contact, κ est une constante qui dépend du rayon de courbure de l'impacteur, du matériau de l'impacteur et du matériau de la plaque impactée (dureté des matériaux) et où α est la profondeur de l'indentation (Abrate, 1998; Finn et Springer, 1993). Wu et Yen (1994) ont démontré que la séquence d'empilement a peu d'influence sur la loi de contact.

Pour ce qui est des contraintes présentes dans le matériau dans la région du point de contact, une distribution a été proposée par Davies et Robinson (1992). Cette distribution est présentée à la Figure 1.3 pour le cas d'un disque circulaire. On y constate la présence de force de cisaillement interlaminaire importante et une variation de la contrainte normale passant du mode de compression sous l'impacteur à un mode de tension en périphérie.

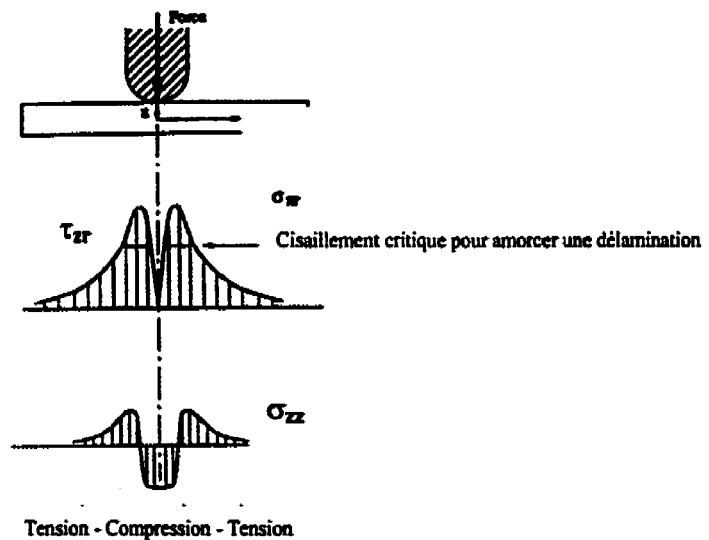


Figure 1.3 : Distribution des contraintes près du point de contact proposé par Davies et Robinson (1992).

1.3.2 Contraintes et déformations globales associées à la flexion de la plaque

Certaines informations sur la distribution des contraintes et des déformations loin du point de contact peuvent être déduites en considérant le cas statique d'une plaque (d'épaisseur h et de rayon a) soumise à un chargement concentré (P). Ainsi, si la plaque est isotrope ou quasi-isotrope les forces de cisaillement interlaminaire (τ_{xz}) varient approximativement de façon parabolique selon l'épaisseur (Figure 1.4) et selon $1/r$ en s'éloignant du point de contact (Figure 1.5) (Davies et Zhang, 1995).

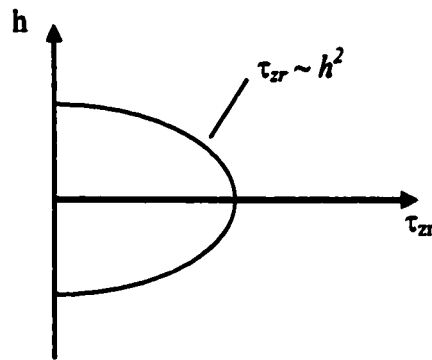


Figure 1.4 : Variation de la contrainte de cisaillement interlaminaire (τ_{xz}) en fonction de l'épaisseur (h) (Bazergui *et al.* (1993)).

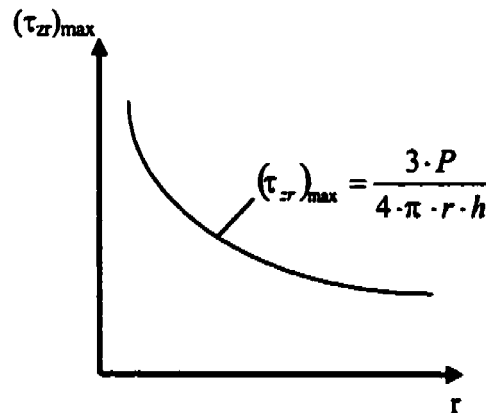


Figure 1.5 : Variation de la contrainte de cisaillement interlaminaire (τ_{xz}) maximale en fonction de la distance au point de contact (r) tel que définit par Davies et Zhang (1995).

Plusieurs auteurs (Ganapathy et Rao, 1997; Reed et Bevan, 1993; Wang et Vu-Khanh, 1994) ont eu recours aux éléments finis pour déterminer les champs de contraintes au cours d'un impact. La Figure 1.6 présente des isovaleurs de contraintes de cisaillement interlaminaire obtenues par éléments finis à la quatrième interface d'un composite $[0_3/90_3/0_3/90_3/0_3]$ au moment correspondant à la force maximale. Il est observé que τ_{xz} est élevé dans la région du point de contact et que cette valeur demeure élevée selon la direction de l'axe des x , alors que τ_{yz} est beaucoup plus faible dans cette région.

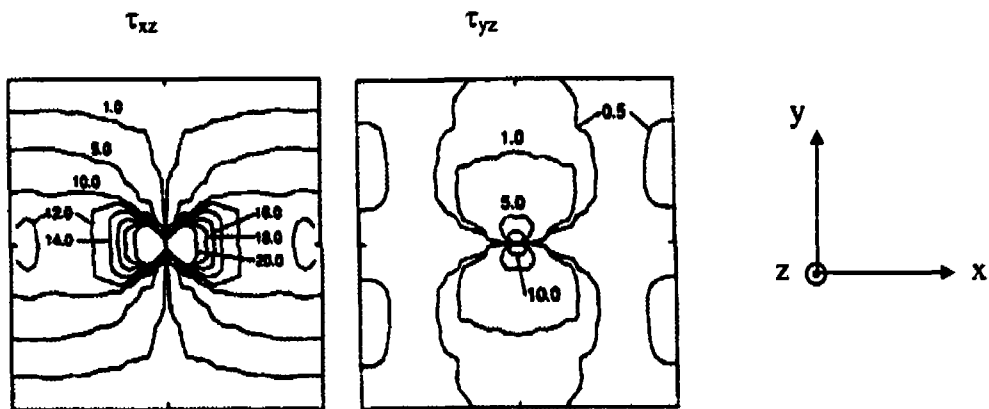


Figure 1.6 : Contraintes de cisaillement à la 4^e interface d'un laminé $[0_3/90_3/0_3/90_3/0_3]$ déterminées par éléments finis (Wang et Vu-Khanh, 1994).

Liu (1988) a étudié la déformation d'un laminé sous l'effet d'un chargement concentré plutôt que d'étudier les contraintes générées. De cette manière, il a pu mettre en évidence le rôle de la différence de rigidité en flexion (*bending stiffness mismatching*) entre chacun des plis d'orientations différentes dans un laminé. Dans cette étude, il a démontré qu'un composite unidirectionnel a tendance à adopter une forme concave selon la direction des fibres, alors que selon la direction perpendiculaire il a tendance à adopter une forme convexe. La Figure 1.7 illustre le déplacement selon les directions 0° et 90° d'une plaque d'un composite unidirectionnel. Selon ce même principe, le long de la direction 0° d'un composite $[90/0]$, le pli orienté à 90° aura tendance à prendre un profil convexe, alors que le pli orienté à 0° aura tendance prendre une forme concave. Par conséquent, ceci résulte

en un potentiel de séparation entre les deux plis selon la direction 0° . À l'opposé, selon la direction 90° , les deux plis ont tendance à se pousser l'un contre l'autre ce qui rend improbable la séparation des deux plis.

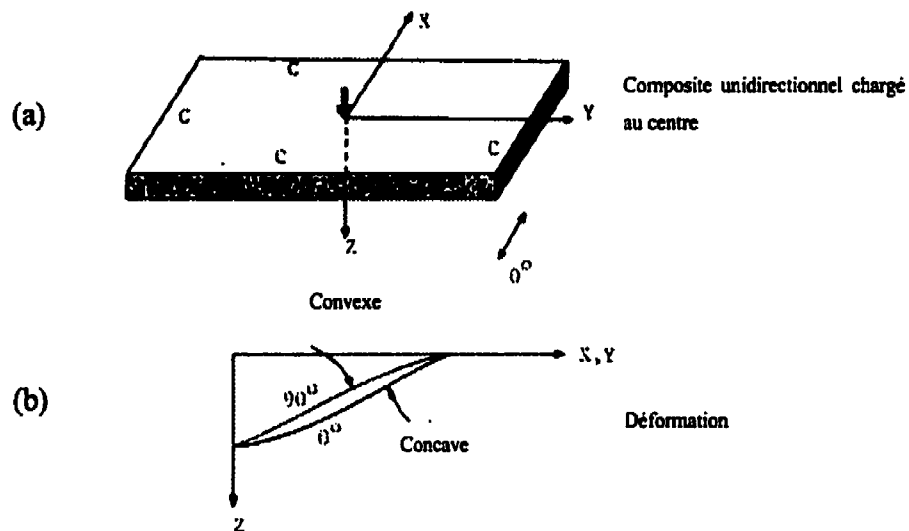


Figure 1.7 : (a) Composite unidirectionnel soumis à un chargement concentré et (b) déformation du composite [90/0] (Liu, 1992).

1.4 Endommagement causé par impact

En raison de leur nature hétérogène et anisotrope, les composites laminés sont très susceptibles à l'endommagement lorsqu'ils sont soumis à un impact transversal. Les dommages ainsi formés sont généralement difficiles à détecter par une simple inspection visuelle et ce même si d'importantes pertes de propriétés peuvent en résulter (Choi et Chang, 1992; Srinivasan, Jackson, Smith et Hinkley, 1992).

Les différents modes d'endommagement sont généralement regroupés selon trois catégories : dommages dans la matrice, délamination et rupture des fibres. Ces modes d'endommagement n'interviennent cependant pas de façon indépendante. Par conséquent, pour avoir une vision d'ensemble des mécanismes de rupture dans un

composite soumis à un impact, il est nécessaire de connaître chacun des modes de rupture ainsi que leurs interactions.

1.4.1 Dommages dans la matrice

Les dommages dans la matrice sont les premiers types de dommages produits par un impact transversal (Choi, Wu et Chang, 1991). Ils prennent la forme de fissures dans la matrice ou de décohésions à la surface des fibres et sont produits par la différence de propriétés entre les fibres et la matrice (Richardson et Wisheart, 1996). Les dommages dans la matrice sont généralement caractérisés par l'observation de coupes au microscope (Takeda, Sierakowski et Malvern, 1982, Joshi et Sun, 1985) ou au moyen de répliques lorsque les fissures situées en surface sont étudiées (Liu et Malvern, 1987).

Un premier type de fissures est généralement observé en forte concentration près du point d'impact. Les fissures sont alors généralement inclinées selon un angle de 45° par rapport à la verticale, ce qui rappelle la forme d'un cône (Joshi et Sun, 1985; Lesser et Filippov, 1991; Liu S. et Chang, F.K., 1994; Ruhala, L.A. et Engel, R.S., 2000; Richardson et Wisheart, 1996), tel qu'illustré à la Figure 1.8. Ces fissures, qui sont formées par les forces de cisaillement transverses (effort tranchant) (Figure 1.9), sont appelées les fissures de cisaillement (Choi, Wu et Chang, 1991) ou encore fissures transverses (Boll, Bascom, Weidner et Murri, 1986).

Un deuxième type de fissure est observé dans les plis inférieurs. Ces fissures, qui sont appelées les fissures de tension, sont produites par les forces de traction induites lors de la déformation du composite (Figure 1.9). Par conséquent, elles sont orientées verticalement, tel qu'illustré à la Figure 1.8 (Joshi et Sun, 1985).

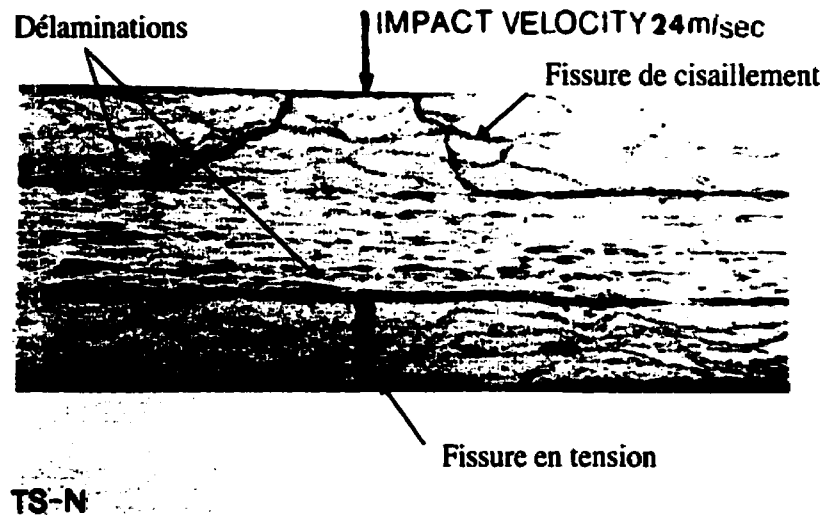


Figure 1.8 : Fissures de cisaillement et fissures de tension résultant d'un impact transversal (Joshi et Sun, 1985).

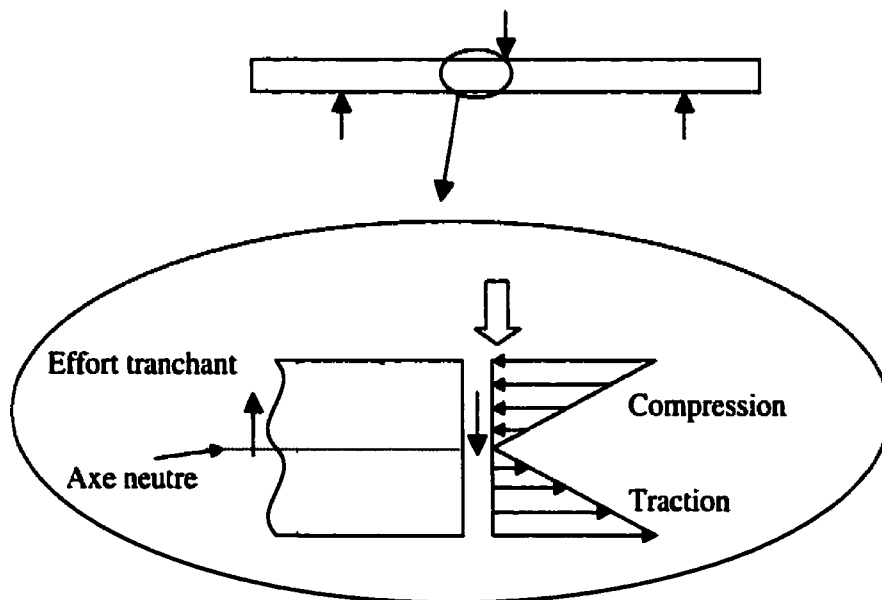


Figure 1.9 : Distribution des contraintes causant la formation des fissures dans la matrice dans une plaque en flexion.

1.4.2 Délamination

Une délamination est une fissure qui se propage dans la région riche en matrice située entre des plis d'orientations différentes (Figure 1.8). Par conséquent, la délamination est un dommage interlaminaire contrairement aux fissures dans la matrice et à la rupture des fibres qui sont des dommages intralaminaires (Liu et Malvern, 1987). Pour caractériser les délaminations, des techniques d'inspections non-destructives utilisant les ultrasons sont fréquemment utilisées. Dans ces techniques, un générateur et une sonde sont utilisés pour émettre puis capter les signaux ultrasonores réfléchis par les dommages, ce qui permet de déterminer la forme et la taille des délaminations (Biagi, Corvi et Masotti, 1992; Cantwell et Morton, 1985; Davidson, Michaels, Sundararaman et Michaels, 1992; Hillger, 1992; Scarponi et Briotti, 1997).

Les délaminations causées par impact ont habituellement une forme allongée caractéristique qui rappelle une arachide (*peanut-shape*), tel qu'illustrée à la Figure 1.10. Cette forme allongée est semblable au profil des contraintes présenté à la Figure 1.6 puisque les délaminations se propagent sous l'effet des contraintes de cisaillement interlaminaire. De plus, la direction principale est parallèle aux fibres situées dans le pli inférieur de l'interface (Choi et Chang, 1992; Hitchen et Kemp, 1995; Joshi et Sun, 1985), tel que prédit par Liu (1988) à l'aide de la différence de rigidité en flexion. Il a été observé que les délaminations sont toujours accompagnées de fissures dans la matrice. Joshi et Sun (1985) ont démontré dans une étude sur un laminé de configuration $[0/90/0]$ que lorsque les fissures de cisaillement rencontrent une interface entre des plis d'orientation différente, elles sont déviées le long de cette interface et créent ainsi une délamination si les contraintes de cisaillement interlaminaire sont suffisantes.

Finalement, il a été montré que la taille des délaminations augmente avec l'énergie incidente, avec le nombre de plis n dans chaque groupement (ex. : $0_n/90_n/0_n$) et avec la différence d'angle entre chaque groupement (Finn, He et Springer, 1993; Liu et Malvern, 1987), c'est-à-dire lorsque la différence de rigidité est localement plus importante.

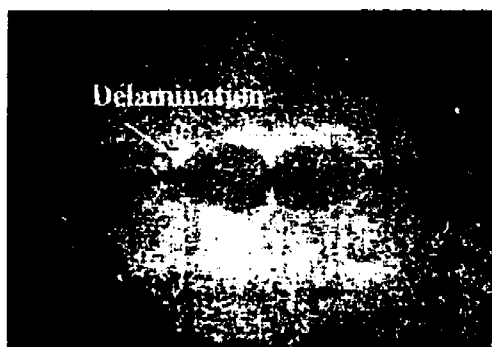


Figure 1.10 : Forme caractéristique d'une délamination (Liu, 1988)

1.4.3 Rupture des fibres

Beaucoup moins d'informations sont disponibles sur ce mode de rupture que sur l'endommagement de la matrice et la délamination, puisque la plupart des études se limitent aux faibles énergies d'impact pour lesquelles aucune rupture de fibre n'est observée. La rupture des fibres se produit principalement à deux endroits : sous l'impacteur en raison des contraintes élevées et de l'effet d'indentation (Figure 1.11a) et dans les plis inférieurs en raison des contraintes de tension causées par la flexion (Figure 1.11b).



Figure 1.11 : Rupture des fibres (a) près de l'indentation (Bishop, 1985) et (b) dans le pli inférieur (Curson *et al.*, 1990) pour un composite PEEK/carbone.

1.4.4 Dommages en impact versus dommages en fatigue

Les principaux modes d'endommagement observés dans les matériaux composites soumis à des chargement en fatigue et en impact sont assez similaires (fissures dans la matrice, décohésion entre les fibres et la matrice et rupture des fibres). Dans une série de travaux sur la caractérisation de l'endommagement des composites en fatigue, Talreja (Akshantala et Talreja, 1998, 2000; Talreja, 1987) a mis en évidence la présence de trois stades d'endommagement, présentés à la Figure 1.12 en superposition à une courbe d'endurance. Dans le premier stade, la rupture du composite se produit par rupture des fibres après un nombre relativement bas de cycles. Dans ce stade, l'endommagement n'est pas progressif, c'est-à-dire qu'on ne peut trouver une zone d'où l'endommagement se serait initiée puis propagée jusqu'à la rupture du composite (Talreja, 1987). Dans le deuxième stade, observé pour des déformations imposées plus faibles, la rupture du composite se produit par initiation puis propagation de dommages dans la matrice (fissures dans la matrice et délaminations). Finalement, le dernier stade correspond à la limite d'endurance (ϵ_m). À ce niveau, les contraintes sont insuffisantes pour amorcer des dommages dans la matrice ou encore les dommages amorcés ne se propagent pas.

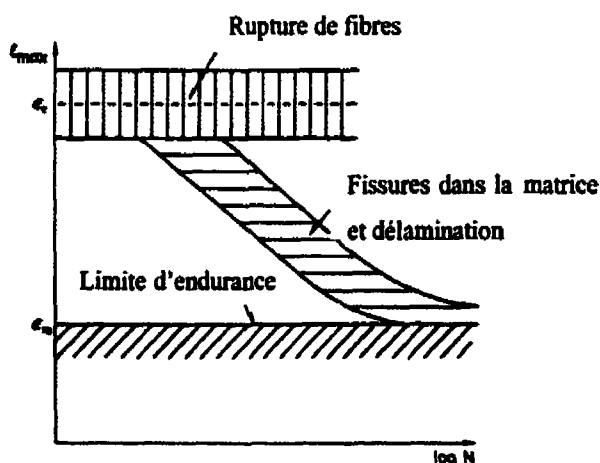


Figure 1.12 : Courbe d'endurance et mécanismes d'endommagement observés en fatigue (Talreja, 1987).

1.5 Propriétés résiduelles

Cairns et Lagace (1992) définissent la résistance aux impacts d'un matériau composite selon deux notions distinctes : la résistance à l'endommagement (*damage resistance*) et la tolérance aux dommages (*damage tolerance*). La résistance à l'endommagement est la propriété du matériau à limiter la formation de délaminations, de fissures dans la matrice, de rupture de fibres et de tout autres dommages tandis que la tolérance aux dommages est la propriété d'un matériau à conserver ses propriétés même s'il est endommagé. Dans la section précédente, les mécanismes d'endommagement ont déjà été traités. Dans les prochains paragraphes, la tolérance aux dommages des matériaux composites est par conséquent présentée.

1.5.1 Propriétés résiduelles en traction

Les propriétés résiduelles en traction sont généralement déterminées en effectuant un essai de traction sur un coupon préalablement impacté. La résistance ainsi mesurée est par la suite rapportée en fonction de l'énergie incidente. Pour le domaine des impacts à faible vitesse, la forme typique des courbes obtenues pour un composite PEEK/carbone et pour un composite époxy/carbone est présentée à la Figure 1.13. Pour les deux matériaux, l'énergie d'impact est, dans le premier stade, insuffisante pour créer des dommages importants et par conséquent les propriétés initiales sont conservées. Puis, lorsqu'une énergie critique est atteinte, la résistance diminue rapidement (Bishop, 1985; Caprino, 1984). L'énergie critique correspondant à la chute des propriétés est plus élevée pour le composite à matrice thermoplastique (PEEK/carbone) que pour le composite à matrice thermodurcissable (époxy/carbone) et par conséquent le premier composite conserve ses propriétés pour une plus grande gamme d'énergies incidentes. Cependant, la chute des propriétés à l'énergie critique est plus importante pour le composite PEEK/carbone, si bien qu'à haute énergie ce composite possède une résistance résiduelle inférieure à celle du composite carbone/époxy. Il a été montré que la variation de la résistance en traction était contrôlée par les dommages associée aux fibres (Bishop, 1985; Scarponi, Briotti, Barboni et Marcone, 1999) et par la présence de délaminations qui

provoquent une concentration locale de la déformation dans les plis qui supportent la charge, entraînant ainsi une rupture pour des allongements moins importants (O'Brien, 1985). Il est possible d'améliorer les propriétés résiduelles en traction en disposant des fibres orientées à 90° sur la surface du composite (Bishop, 1985). En effet, puisque ces fibres ne contribuent que peu au maintien de la charge, l'endommagement des fibres près de l'indentation n'entraîne pas une aussi grande diminution des propriétés (Figure 1.14).

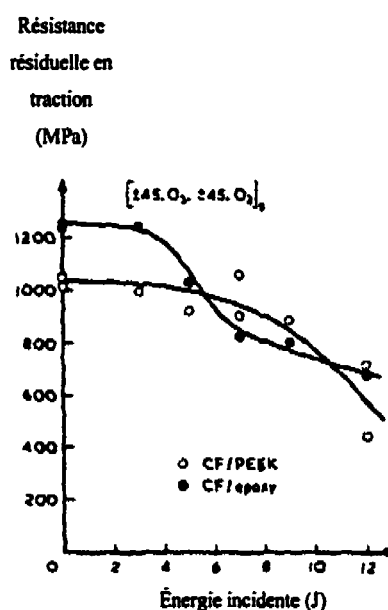


Figure 1.13 : Résistance résiduelle en traction en fonction de l'énergie incidente (Bishop, 1985).

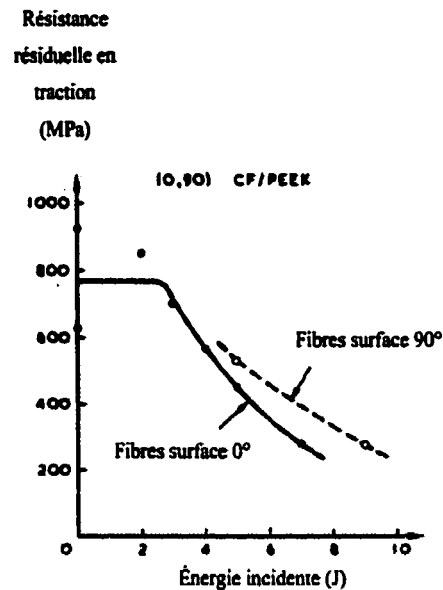


Figure 1.14 : Influence de l'orientation des fibres en surface sur les propriétés résiduelles en traction d'un composite PEEK/carbone (Bishop, 1985).

Plusieurs modèles ont été proposés pour prédire la résistance résiduelle en traction des composites. Parmi ceux-ci, le modèle proposé par Caprino (1984) est probablement un des plus connus. Ce modèle est basé sur la mécanique de la rupture élastique-linéaire et s'écrit :

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_o} = \left(\frac{C_o}{C_r} \right)^m \quad (1.2)$$

où σ_r et σ_o sont les propriétés résiduelles et initiales du composite et où C_o est la dimension d'un défaut caractéristique dans le matériau initialement et C_r est la dimension d'une entaille dont l'effet équivaut aux dommages créés par impact. Si la taille équivalente de l'entaille est liée à l'énergie incidente, U , par une relation de type :

$$C_r = k \cdot U^n \quad (1.3)$$

alors, en substituant l'équation 1.3 dans l'équation 1.2, on obtient :

$$\frac{\sigma_r}{\sigma_o} = \left(\frac{U_o}{U} \right)^\alpha \quad (1.4)$$

où

$$\alpha = m \cdot n \quad (1.5)$$

et U_o et α sont déterminés expérimentalement.

1.5.2 Propriétés résiduelles en flexion

Les propriétés résiduelles en flexion ont jusqu'à maintenant fait l'objet de beaucoup moins d'études que les propriétés résiduelles en traction ou en compression (Richardson et Wisheart, 1996). Les propriétés résiduelles en flexion pour divers systèmes ont cependant été étudiées par Dan-Jumbo *et al.* (1989) et par Malvern *et al.* (1989). Ces deux études montrent que tant le module résiduel en flexion que la résistance diminuent avec l'énergie incidente (vitesse de l'impacteur). La Figure 1.15 montre les résultats obtenus par Dan-Jumbo *et al.* (1989) pour deux composites thermoplastiques et deux composites thermodurcissables. De cette figure, on remarque que les deux composites à matrice thermoplastique (PEEK et PAI) possèdent une vitesse critique sous laquelle seule une légère diminution de la résistance est mesurée. Cependant, au-dessus de cette vitesse critique, une chute rapide de la résistance est enregistrée. Ce comportement a été attribué à la ténacité des matrices thermoplastiques (viscoélastiques) pour lesquelles les fissures dans la matrice et la délamination n'ont été observées que pour des vitesses supérieures à 25 m/s. Les composites à matrice thermodurcissable montrent quant à eux une diminution plus graduelle de la résistance car de la délamination a été observée pour des faibles vitesses incidentes. De plus, il a été observé que la taille de la délamination augmente avec la vitesse incidente, ce qui explique la diminution de la résistance avec

l'énergie incidente. Finalement, il a été montré par Malvern et al. (1989) que les propriétés résiduelles diminuaient plus rapidement pour les échantillons de faible épaisseur, tel que montré à la Figure 1.16.

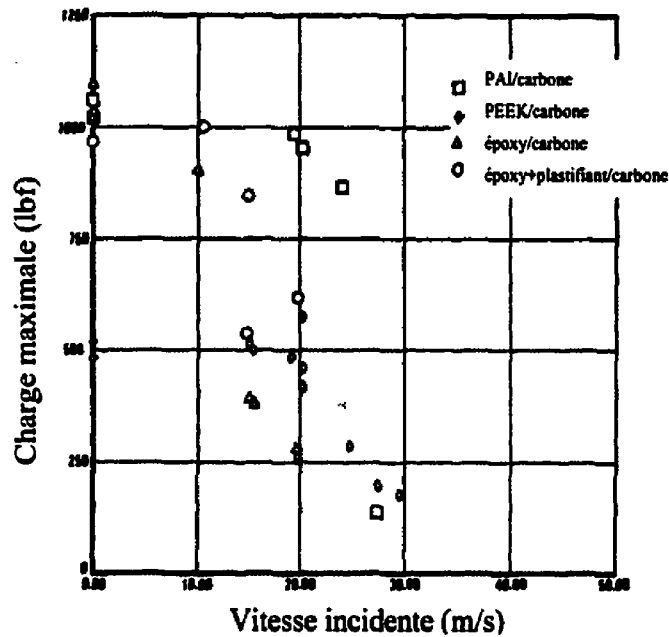


Figure 1.15 : Diminution de la charge maximale mesurée en flexion en fonction de la vitesse incidente pour quatre composites quasi-isotropiques.

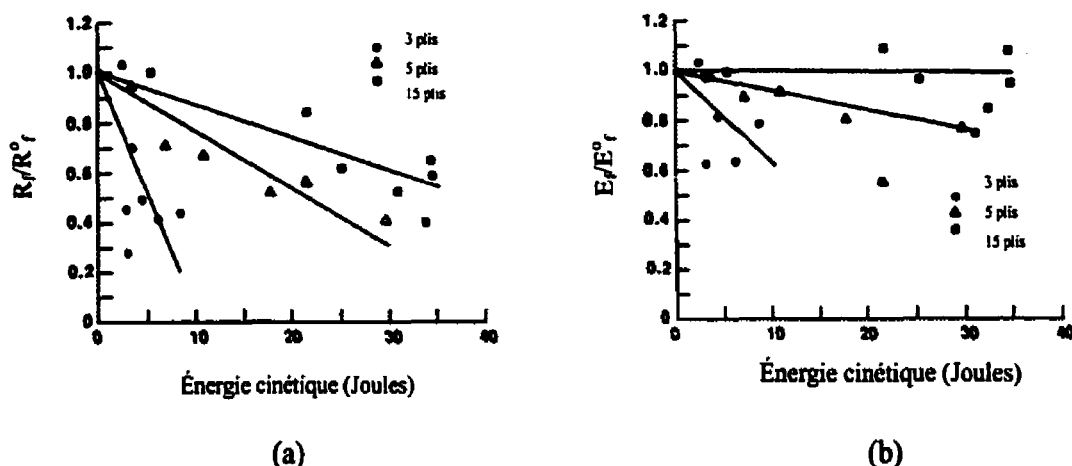


Figure 1.16 : (a) Résistance résiduelle en flexion et (b) module de flexion résiduel pour un graphite carbone/époxy (Malvern *et al.*, 1989).

1.6 Influence des constituants

Les constituants majeurs des composites à l'étude dans cette revue sont : les fibres, la matrice ainsi que la région située à l'interface fibre/matrice. Pour une énergie d'impact donnée, les propriétés de chacun de ces constituants peuvent influencer le niveau d'endommagement et les propriétés résiduelles en traction et en flexion. Pour cette raison, l'influence de chacun des constituants est étudiée dans cette section.

1.6.1 Fibres

Les fibres sont les constituants qui supportent la charge, fournissant ainsi au composite sa rigidité et sa résistance. Les fibres les plus communément utilisées sont les fibres de carbone, les fibres de verre et les fibres d'aramide (Kevlar). Parmi ces matériaux, les fibres de carbone possèdent la plus grande résistance et la meilleure rigidité, mais un plus faible allongement à la rupture (tableau 1.1). Les fibres de verre possèdent les propriétés mécaniques les plus faibles à l'exception de l'allongement à la rupture qui est le plus élevé, tandis que les fibres d'aramide possèdent des propriétés intermédiaires (Richardson et Wisheart, 1996).

Tableau 1.1 : Propriétés mécaniques de fibres commerciales (Mallick, P.K., 1993)

Type de fibre	Résistance (GPa)	Module en traction (GPa)	Allongement à la rupture (%)
Carbone (AS4)	4.07	248	1.65
Verre (type E)	3.45	72.4	4.8
Aramide (Kevlar)	3.62	131	2.8

Pour résister aux impacts, la capacité d'emmagasiner de l'énergie élastiquement dans les fibres est un paramètre fondamental. Cette énergie correspond à l'aire sous la courbe contrainte/déformation, laquelle est dictée par la rigidité et l'allongement à la rupture des fibres (Cantwell et Morton, 1991). En raison de leur allongement à la rupture plus élevée, les fibres de verre peuvent absorber près de trois fois plus d'énergie élastique que les fibres de carbone, ce qui constitue un avantage marqué pour la résistance à l'endommagement (Richardson et Wisheart, 1996). De la même manière, les matériaux capables d'emmagasiner une plus grande quantité d'énergie élastique possèdent souvent de meilleures propriétés après impact, tel que démontré par Cantwell et al. (1986) pour différents types de fibres de carbone.

Dans les dernières années, les fabricants de fibres ont amélioré l'allongement à la rupture des fibres en réduisant leur diamètre. Ainsi, en améliorant l'allongement à la rupture, la capacité des matériaux à emmagasiner de l'énergie a été améliorée et par conséquent leur résistance à l'impact a également été améliorée.

Dans une étude sur les mécanismes d'absorption d'énergie, Beaumont (1979) a déterminé l'expression du travail associé aux mécanismes de décohésion (*debonding*) et de déchaussement (*pull-out*) fibre/matrice. Le travail associée à la décohésion, W_d , est donnée par :

$$W_d = \frac{\pi \cdot d^2 \cdot \sigma_f^2 \cdot l_d}{24 \cdot E_f} \quad (1.6)$$

où d est le diamètre des fibres, σ_f est la résistance des fibres, l_d la longueur de la décohésion et E_f le module des fibres. Le travail associé au déchaussement est donné par l'expression :

$$W_p = \frac{\pi \cdot d \cdot \tau_o \cdot l_c^2}{24} \quad (1.7)$$

où l_c est la longueur critique de transfert et τ_o est la résistance en cisaillement de l'interface fibre/matrice. En observant les équations 1.6 et 1.7, on s'aperçoit que le travail dépend fortement du diamètre des fibres. Par conséquent, l'augmentation du diamètre des fibres devrait, en théorie, résulter en une augmentation du travail relié à la décohésion et au déchaussement et donc peut-être en une amélioration de la ténacité. Cependant, sous les conditions d'impact à faible vitesse, l'amélioration de la ténacité associée à l'augmentation du diamètre des fibres est annulée par la réduction de l'allongement à la rupture qui en résulte (Cantwell et Morton, 1991). De plus, si la fraction de fibre est constante, le nombre de fibre augmente avec le diamètre décroissant et par conséquent la surface de contact totale augmente. Donc, le travail relié à la décohésion et au déchaussement augmente avec un diamètre décroissant des fibres.

1.6.2 Matrice

Dans les composites, la matrice de polymère possède de nombreuses fonctions: transfert de la charge aux fibres, protection des fibres, maintien de l'alignement des fibres, etc. Les matrices les plus souvent utilisées à ce jour sont les matrices thermodurcissables, tel que le polyester, le vinylester et l'époxy. Cependant, ces matrices sont fragiles et peu tenaces. Pour améliorer leur résistance à l'endommagement, des agents plastifiants et des particules de caoutchouc sont ajoutés à la résine. Les améliorations faites à la matrice ne

sont jamais complètement transférées au composite en raison des fibres qui restreignent la taille de la zone plastique dans la matrice (Richardson et Wisheart, 1996). L'utilisation de résines thermoplastiques permet d'améliorer grandement la résistance à la propagation de fissures (Richardson et Wisheart, 1996). De plus, elles sont capables d'absorber de grandes quantités d'énergie du fait qu'elles sont plus tenaces et qu'elles possèdent un allongement à la rupture plus élevé (Curson, Leach et Moore, 1990). Ces propriétés des matrices thermoplastiques dérivent de leur structure moléculaire. Contrairement aux matrices thermodurcissables, dans lesquelles les chaînes sont fortement réticulées, les matrices thermoplastiques sont constituées d'un réseau de chaînes entremêlées (*entangled molecules*). Parce qu'elles ne sont pas liées entre elles par des liens chimiques forts, les chaînes moléculaires ont la possibilité de se déplacer les unes par rapport aux autres. Ce phénomène permet de dissiper de l'énergie par glissement des chaînes moléculaires, ce qui confère à ces matériaux leur bonne ténacité (Cogswell, 1992).

L'influence de la matrice sur la variation des propriétés résiduelles est très importante. Tant en flexion qu'en traction, les composites à matrice thermoplastique maintiennent leurs propriétés initiales pour des énergies plus importantes que les composites à matrice thermodurcissable. Cependant, à plus haute énergie, les composites à matrice thermoplastique voient leurs propriétés chuter rapidement et atteindre des valeurs plus faibles que celles des composites à matrice thermodurcissable (Figures 1.13 et 1.15) (Bishop, 1985; Dan-Jumbo, Leewood et Sun, 1989). Finalement, en raison de leur plus faible rigidité (se reflétant sur la dureté, par exemple), les composites à matrice thermoplastique sont plus susceptibles à l'indentation permanente (Dan-Jumbo, Leewood et Sun, 1989).

1.6.3 Interface fibre/matrice

Il a été démontré que le traitement de surface des fibres, qui a pour but d'assurer une bonne adhésion entre les fibres et la matrice, peut influencer le mode de rupture et les propriétés résiduelles des composites. Les composites pour lesquels l'interface

fibre/matrice est faible brisent à des contraintes relativement faibles lorsque la contrainte est appliquée dans la direction transversale. Par contre, lorsque le traitement de surface est efficace, la résistance transversale est améliorée et la rupture se produit dans la matrice plutôt qu'à l'interface, ce qui signifie que l'interface ne constitue plus la région la plus faible (Cantwell et Morton, 1991). Rogers *et al.* (1971) ont montré que l'amélioration des propriétés de l'interface fibre/matrice résulte en une augmentation de l'énergie nécessaire pour initier les dommages. Cependant, Dorey (1989) a montré que même si le traitement des fibres diminue la quantité d'endommagement pour un niveau d'énergie donné, les propriétés résiduelles diminuent en raison de la faible quantité d'énergie absorbée qui résulte en une plus faible résistance à la perforation (Figure 1.17).

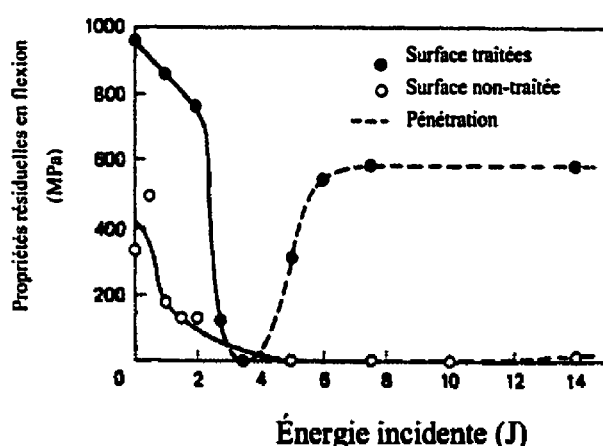


Figure 1.17 : Variation de la résistance résiduelle en flexion en fonction de l'énergie incidente pour des composites ayant des fibres de carbone traitées et non-traitées (Cantwell et Morton, 1991).

1.7 Essais d'impact instrumentés

L'utilisation des essais d'impact instrumentés pour caractériser la résistance à l'endommagement des matériaux composites est très répandue. Un des objectifs les plus souvent rencontrés lors de l'utilisation de ce type de test est de déterminer la charge et l'énergie critique correspondant à l'apparition des dommages (Caprino, G., Lopresto, V.,

Scarponi, C., Briotti, G., 1999; Curson, Leach et Moore, 1990; Moore et Prediger, 1988; Sjöblom, Hartness et Cordell, 1988; Zhou, 1995).

La discussion sur les essais d'impact instrumentés qui suit est divisée en deux parties : (1) l'acquisition et le traitement des données et (2) l'interprétation des données recueillies. La discussion portant sur l'acquisition et le traitement des données couvre l'intégration du signal force-temps afin de déterminer la position de l'impacteur (déplacement de la plaque) et l'énergie absorbée par le système. La discussion portant sur l'interprétation des données couvre quant à elle les informations qui peuvent être recueillies sur l'endommagement.

1.7.1 Acquisition et traitement des données

Pour connaître le déplacement de la plaque et l'énergie absorbée par le système à tout instant au cours de l'impact, le signal force-temps doit être intégré en utilisant les équations du mouvement; soit un corps voyageant en ligne droite et ne subissant l'effet que d'une seule force agissant selon cette même direction. En assumant que l'impact débute à $t=0$ et que la somme des forces agissant sur le corps (l'impacteur), $p(t)$, est égale à la somme de la force de résistance qu'exerce l'échantillon et de la force gravitationnelle, alors on obtient :

$$f(t) = m_i \cdot g - p(t) \quad (1.8)$$

où m_i est la masse de l'impacteur, g est la constante gravitationnelle et où $p(t)$ est la force mesurée par la cellule de charge de l'impacteur. En utilisant les équations du mouvement on trouve que :

$$a(t) = \frac{f(t)}{m_i} = g - \frac{p(t)}{m_i} \quad (1.9)$$

où $a(t)$ est l'accélération de l'impacteur. Puis, en intégrant l'équation de l'accélération on obtient :

$$v(t) = \int_0^t a(t) \cdot dt = g \cdot t - \frac{1}{m_i} \int_0^t p(t) \cdot dt \quad (1.10)$$

où v est la vitesse de l'impacteur. Par conséquent, on trouve en intégrant à nouveau que :

$$x(t) = \int_0^t v(t) \cdot dt = \frac{1}{2} \cdot g \cdot t^2 - \frac{1}{m_i} \int_0^t \int_0^t p(t) \cdot dt \quad (1.11)$$

où x correspond à la position de l'impacteur et donc au déplacement de la plaque. En assumant une conservation de l'énergie totale du système échantillon/impacteur tout au long de l'impact, on en déduit que :

$$E(t) = T(t) + V(t) + E_a(t) = cte \quad (1.12)$$

où $E(t)$ est l'énergie totale du système, $T(t)$ est l'énergie cinétique de l'impacteur, $V(t)$ est l'énergie potentielle de l'impacteur et $E_a(t)$ est l'énergie absorbée par le système échantillon/impacteur. En posant que le contact débute à $t=0$ et à $x=0$, alors :

$$E_a(t) = T(0) - T(t) - V(t) \quad (1.13)$$

puisque $V(0)=0$ et que $E_a(0)=0$. En remplaçant on obtient finalement :

$$E_a(t) = \left(\frac{m_i}{2} \right) \cdot (v_i^2 - v^2(t)) + m_i \cdot g \cdot x \quad (1.14)$$

où v_i est la vitesse de l'impacteur mesurée par une cellule photoélectrique au moment du contact.

1.7.2 Interprétation des signaux d'impact

Les courbes d'impact de la force et de l'énergie absorbée en fonction du temps ont certaines caractéristiques qui peuvent être reliées aux mécanismes de rupture, peu importe la géométrie de l'échantillon. Lorsque l'énergie incidente est insuffisante pour créer un dommage important, la réponse à l'impact du laminé est sinusoïdale, telle qu'observée à la Figure 1.18a. À ce niveau, très peu d'énergie est absorbée par le matériau et l'énergie est retransmise élastiquement à l'impacteur. Lorsque l'énergie incidente augmente, une première force critique correspondant à la création d'un dommage est atteinte. Ce niveau critique est caractérisé par une chute rapide de la force et par un changement de pente (Stow et Shim, 1998), tel qu'illustré à la Figure 1.18b. Ces perturbations dans le signal force-temps sont généralement associées à la formation et à la propagation d'une délamination (Curson, Leach et Moore, 1990; Stow et Shim, 1998; Zhou, 1995). Cependant, Moore et Prediger (1988) ont démontré, en utilisant un système de photographies rapides, que les fissures de tensions sur la surface non-impactée peuvent être la cause de la première chute de la force. Si l'énergie incidente est encore augmentée, le matériau absorbe de plus en plus d'énergie sous forme d'endommagement. Finalement, une indentation permanente peut être causée par le cisaillement des fibres situées dans les plis supérieurs pour des énergies incidentes plus élevées (Zhou, 1995).

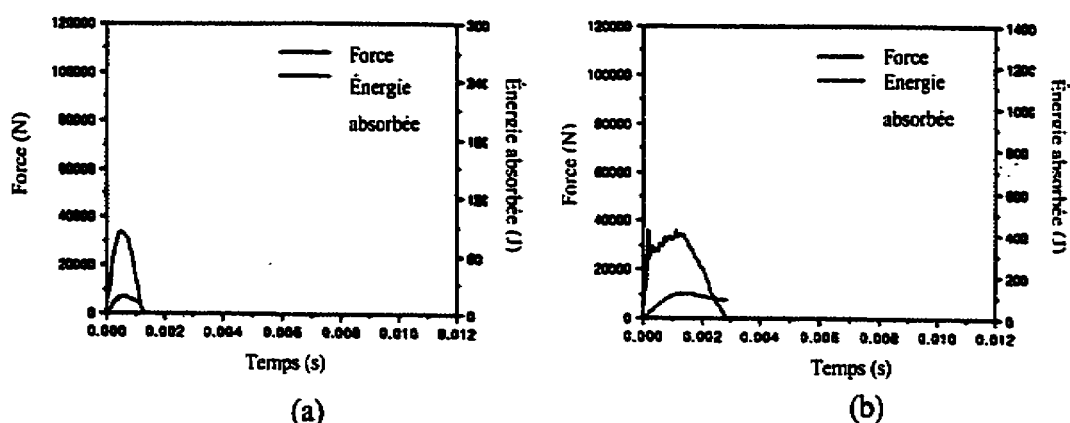


Figure 1.18 : (a) Courbe force-temps obtenue en absence d'endommagement et (b) chute de la force associée à la formation d'un dommage (Zhou, 1995).

L'utilisation d'une cellule de charge pour détecter la formation des dommages est utile uniquement si la formation des dommages résulte en une chute importante et rapide de la charge. Ainsi, il est presque impossible de détecter la présence de déformation plastique tout comme il est presque impossible de détecter une petite quantité de fissures dans la matrice. En effet, les fissures dans la matrice causent généralement une diminution rapide mais insuffisante de la force pour être détectée par la cellule de charge (Sjöblom, Hartness et Cordell, 1988).

1.8 Taux de relâchement d'énergie

L'initiation et la propagation des délaminations sont causées par les importantes contraintes interlaminaires présentes au cours de l'impact (voir sections 1.3 et 1.4). Par conséquent, plusieurs auteurs ont opté pour une approche utilisant le taux de relâchement d'énergie en mode II pour caractériser la résistance à l'initiation et à la propagation de délaminations (Davies *et al.*, 1992,1994,1995, 2000; Maikuma *et al.*, 1989,1990). Dans les prochains paragraphes, l'influence de la vitesse de chargement et des conditions de moulage sur le taux de relâchement d'énergie sont présentés. Finalement, un modèle simplifié pour le calcul du taux de relâchement d'énergie proposé par Davies *et al.* (1992) est présenté.

1.8.1 Influence de la vitesse de chargement sur le taux de relâchement d'énergie

Dans une étude portant sur l'évaluation du taux de relâchement d'énergie en impact, Maikuma *et al.* (1989,1990) ont déterminé le taux de relâchement d'énergie associé à la propagation d'une délamination en utilisant un échantillon de flexion dans lequel une délamination était ajoutée à mi-épaisseur (*center notch flexural specimen* - CNF). Pour les composites carbone/époxy et carbone/PEEK, des diminutions de 20 et 28%, respectivement, ont été obtenues par rapport aux valeurs obtenues en statique. De plus, les observations fractographiques révèlent une diminution importante de la ductilité avec l'augmentation de la vitesse. Ces diminutions du taux de relâchement d'énergie avec la

vitesse de chargement sont en accord avec les résultats de Smiley et Pipes (1987) et de Mall, Law et Katouzian (1987) qui ont eux aussi observé cette tendance. Cependant, la tendance contraire a été rapportée par Aliyu et Daniel (1985).

1.8.2 Influence des conditions de moulage sur le taux de relâchement d'énergie

Bureau et Denault (2000) et Bureau, Denault et Dickson (soumis à *Journal of Thermoplastic Composite Materials*) ont étudié l'influence des conditions de moulage (vitesse de refroidissement) sur le taux de relâchement d'énergie en mode II d'un composite à matrice thermoplastique PP/FV à l'aide de l'essai ENF (*end-notch flexural specimen*). Les résultats de cette étude ont démontrés que la distribution de la phase amorphe et de la phase cristalline, déterminée par les conditions de moulage, affecte grandement la résistance interlaminaire en mode II ($G_{IIc,initiation}$, $G_{IIc,propagation}$) (Figure 1.19). Dans les conditions normales de moulage (RN), la rupture est transphérolitique avec une déformation plastique par cisaillement importante, ce qui explique la plus grande résistance interlaminaire obtenue dans cette condition. Dans les cas où le refroidissement est lent (RL), la rupture est intersphérolitique (un mode de rupture fragile) et a lieu à des valeurs de $G_{IIc,initiation}$ nettement plus faible. Ce changement de mode de rupture a été associé à la variation de la microstructure avec le taux de refroidissement. Pour un taux de refroidissement lent, une structure cristalline (sphérolite) grossière avec une région intersphérolitique faible (présence de cavités ente les sphérolites) est obtenue, ce qui favorise une rupture intersphérolitique. Pour les conditions normales de moulage, une structure cristalline fine avec une région intersphérolitique moins marquée est obtenue, ce qui favorise dans ce cas une rupture transphérolitique.

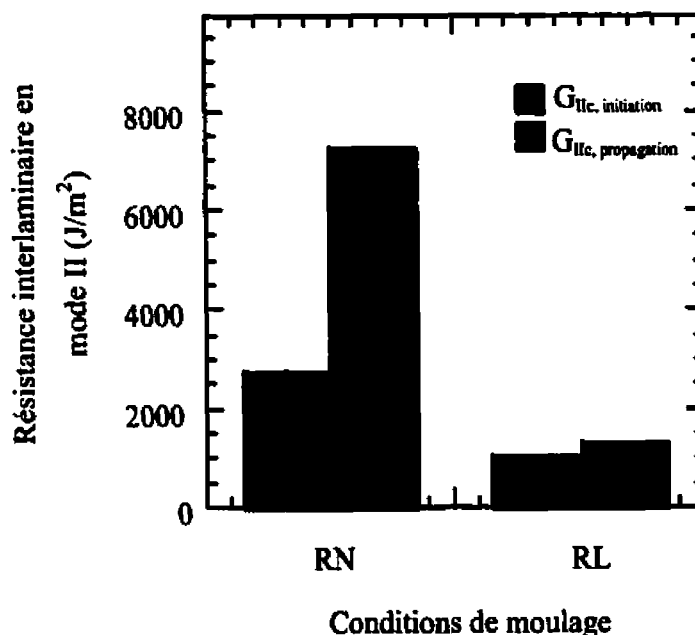


Figure 1.19 : Influence des conditions de moulage sur la résistance interlaminaire. (RN) refroidissement normal et (RL) refroidissement lent (Bureau *et al.*, soumis à *Journal of Thermoplastic Composite Materials*).

1.8.3 Disque circulaire contenant une délamination à mi-épaisseur

Un modèle simplifié a été proposé par Davies et Robinson (1992) afin de déterminer le taux de relâchement d'énergie en mode II ($G_{IIc, initiation}$) d'un composite quasi-isotropique. Selon ce modèle, toutes les délaminations (Figure 1.20a) sont ramenées à une seule délamination de rayon a située à mi-épaisseur. De plus, le laminé quasi-isotrope est considéré comme étant isotrope, ce qui rend le problème axisymétrique (Figure 1.20a). Après ces simplifications, l'échantillon se résume donc à une portion extérieure non-endommagée d'épaisseur t et à une portion intérieure constituée de deux plaques, AB et A'B', d'épaisseur $t/2$ supportant chacune une charge $P/2$. On suppose aussi que la région externe se déplace et subit une rotation identique à celle que subirait une plaque non-endommagée. Finalement, on suppose qu'il n'y a pas de friction entre les sections supérieures et inférieures de la délamination.

La différence d'énergie de déformation associée à la plaque endommagée est déterminée en considérant la flèche supplémentaire de la partie centrale (deux disques de rayon a et d'épaisseur $t/2$) par rapport à la portion centrale de la plaque non-endommagée (un disque de rayon a mais d'épaisseur t). Dans les deux cas, les portions centrales de rayon a sont considérées comme des plaques circulaires encastrees sollicitées par une charge concentrée. Pour une plaque circulaire sollicitée par une charge concentrée en son centre l'expression de la flèche est donnée par (Timoshenko, 1959) :

$$\delta = \frac{3 \cdot P \cdot a^2 \cdot (1 - \nu^2)}{4 \cdot \pi \cdot b^3 \cdot E_f} \quad (1.15)$$

où b est l'épaisseur de la plaque. Pour la plaque non-endommagée (N-E), b est égale à t et l'expression de la flèche devient :

$$\delta_{N-E} = \frac{3 \cdot P \cdot a^2 \cdot (1 - \nu^2)}{4 \cdot \pi \cdot t^3 \cdot E_f} \quad (1.16)$$

Pour la plaque délaminée (D), b est égale à $t/2$ et la charge est égale à $P/2$ puisqu'elle est partagée entre les deux disques. Dans ce cas, l'expression de la flèche devient :

$$\delta_D = \frac{3 \cdot (P/2) \cdot a^2 \cdot (1 - \nu^2)}{4 \cdot \pi \cdot (t/2)^3 \cdot E_f} = \frac{3 \cdot P \cdot a^2 \cdot (1 - \nu^2)}{\pi \cdot t^3 \cdot E_f} \quad (1.17)$$

Le gain net en énergie de déformation (U_d) associé à la présence d'une délamination est donné par :

$$U_d = (P/2) \cdot (\delta_D - \delta_{N-E}) \quad (1.18)$$

En remplaçant, on obtient :

$$U_d = (P/2) \cdot \left(\frac{12 \cdot P \cdot a^2 \cdot (1-\nu^2)}{4 \cdot \pi \cdot E_f \cdot t^3} - \frac{3 \cdot P \cdot a^2 \cdot (1-\nu^2)}{4 \cdot \pi \cdot E_f \cdot t^3} \right) = \frac{9 \cdot P \cdot a^2 \cdot (1-\nu^2)}{8 \cdot \pi \cdot E_f \cdot t^3} \quad (1.19)$$

Si le disque central délaminé s'accroît (propagation de la délamination), alors on peut écrire :

$$G \cdot (2 \cdot \pi \cdot a) \cdot \delta a = \left(\frac{\partial U_d}{\partial a} \right) \cdot \delta a \quad (1.20)$$

où $(2 \cdot \pi \cdot a) \cdot \delta a$ correspond à la nouvelle surface créée. En remplaçant et en effectuant la dérivée, on trouve l'expression du taux de relâchement d'énergie (Davies et Robinson, 1992; Davies, Hitching et Wang, 2000; Davies et Zhang 1994; Davies, Zhang, Zhou et Watson 1994) :

$$G = \frac{9 \cdot P^2 \cdot (1-\nu^2)}{8 \cdot \pi \cdot E_f \cdot t^3} \quad (1.21)$$

De l'équation 2.21 on remarque que le taux de relâchement d'énergie est indépendant du rayon de la délamination a et du rayon de la plaque (Davies, Zhang et Watson, 1994). À partir de cette même équation on peut trouver la valeur de la charge critique :

$$P_c^2 = \frac{8 \cdot \pi^2 \cdot E \cdot t^3}{9 \cdot (1-\nu^2)} \cdot G \quad (1.22)$$

Verpoest et Efstratiou (1992) ont déterminé une valeur du taux de relâchement d'énergie égale à $0,8 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-1}$ ($0,8 \text{ kJ/m}^2$) en utilisant un échantillon de type ENF pour un composite carbone/époxy. En utilisant cette valeur et en remplaçant E par le module en flexion, la

charge critique correspondant à l'apparition d'une délamination peut être exprimée en fonction de l'épaisseur selon l'équation :

$$P_c = 680 \cdot t^{3/2} \quad (1.23)$$

Les valeurs de la charge critique ainsi déterminées sont présentées à la Figure 1.20b. Un excellent accord avec les résultats expérimentaux est trouvé, ce qui démontre que l'initiation des délaminations est contrôlée par la charge (Davies, Zhang et Watson, 1994).

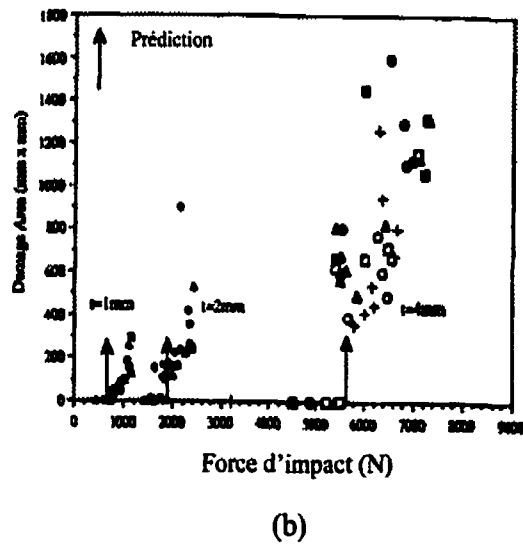
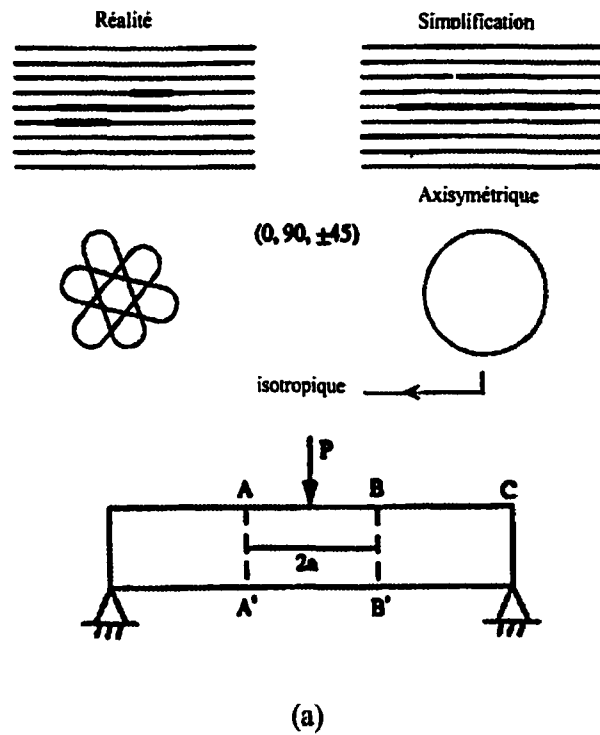


Figure 1.20 : (a) Modèle simplifié de Davies et Robinson et (b) valeur de la charge critique (Davies, Zhang et Watson, 1994).

CHAPITRE II

MÉTHODOLOGIE

Dans ce chapitre, les matériaux étudiés et les procédures utilisées pour effectuer les essais d'impact, pour caractériser l'endommagement, pour déterminer les propriétés résiduelles après impact et pour calculer le taux de relâchement d'énergie en dynamique sont décrits.

2.1 Matériaux utilisés et conditions de moulage

Deux matériaux composites polypropylène/fibre de verre (PP/FV) ont été étudiés dans ce travail : un laminé $[0/90]_{2s}$ et un sergé. La description de ces matériaux ainsi que les étapes de fabrication sont présentées dans cette section.

2.1.1 Laminé PP/FV $[0/90]_{2s}$

Le laminé utilisé dans cette étude a été fabriqué à partir d'un ruban (60 mm x 0,45 mm) de préimprégné unidirectionnel PP/FV contenant 60 % de fibre en poids. Pour fabriquer ce laminé, chacun des plis a d'abord été construit en soudant des portions de ruban à l'aide d'un fer chauffant. Puis, ces plis ont été disposés dans un moule d'acier selon un ordre d'empilement $[0/90]_{2s}$ afin d'être moulés par compression. Le cycle de moulage a consisté à amener le composite à une température de 200°C à un taux de chauffe de 10°C/minute, suivi d'un maintien à cette température pendant 5 minutes et d'un retour à température ambiante à un taux de refroidissement de 10°C/minute. Une pression constante de 0,68 MPa a été appliquée tout au long du cycle de moulage. Les dimensions finales des plaques obtenues sont de 280 mm x 185 mm x 3,5 mm.

2.1.2 Sergé PP/FV

Le second composite utilisé dans cette étude a été fabriqué à partir d'un sergé PP/FV contenant 60 % de fibre en poids. Ce sergé est vendu par la compagnie Vetrotex Certainteed Inc. sous le nom de « Twintex 22 oz/yd² balancé équilibré ». Afin d'obtenir

une épaisseur identique à celle du laminé, huit plis ont été moulés par compression dans un moule d'acier. Le cycle de moulage de ce matériau a consisté à d'abord amener le composite à une température de 200°C, puis à maintenir cette température pendant 5 minutes avant de retourner à la température ambiante à un taux de refroidissement de 10°C/minute. Une pression constante de 0,68 MPa a été appliquée tout au long du cycle de moulage. Les dimensions finales des plaques obtenues sont de 600 mm x 450 mm x 3,5 mm.

2.2 Essais d'impact

Les essais d'impact ont été effectués à l'aide d'une tour d'impact Dynatup ETI 8200. Un impacteur à tête hémisphérique de 12,7 mm de diamètre et un support circulaire de 38,1 mm de diamètre intérieur servant à encastrer les échantillons ont été utilisés. Un schéma du montage est présenté à la Figure 2.1. La masse de l'impacteur a été gardée constante à 1,18 kg pour tous les essais, seule la hauteur de chute a été variée. Les impacts ont été effectués pour des énergies incidentes (énergies cinétiques) comprises entre 1 et 10 J de manière à ce que les dommages créés par impact soient confinés à la région située à l'intérieur du support, ce qui a été vérifié par des essais préliminaires. Cette gamme d'énergie incidente a également été choisie de manière à pouvoir caractériser les propriétés des matériaux étudiés en fonction de l'évolution de l'endommagement. Selon les propriétés à mesurer, des échantillons de largeur et longueur différentes ont été utilisés. Les dimensions des échantillons sont spécifiées dans chacune des prochaines sections avec les procédures des différents essais.

Une cellule de charge fixée à l'impacteur a été utilisée pour mesurer la variation de la force en fonction du temps aux cours des impacts. À partir de ce signal, l'énergie absorbée par le système ainsi que la flèche en fonction du temps ont été calculées par un système d'acquisition et de traitement des données Dynatup 730.

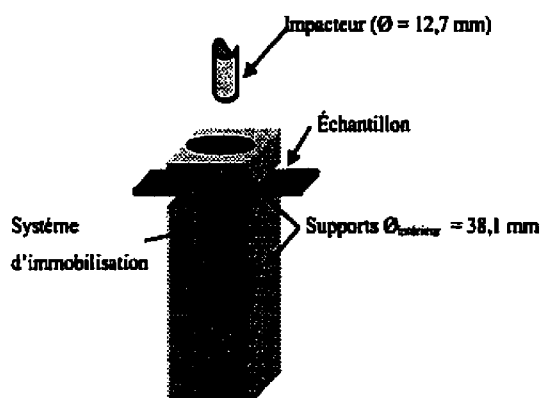


Figure 2.1 : Montage utilisé pour les essais d'impact instrumenté.

2.3 Influence de la largeur des échantillons sur l'impact

Des essais d'impact ont été effectués sur les deux matériaux étudiés à des niveaux d'énergie de 4,70 et 8,90 J pour deux largeurs différentes. Pour ces essais, la longueur et l'épaisseur des échantillons ont été gardées constantes à 100 mm et 3,5 mm. Les deux largeurs choisies sont 45 et 55 mm. La première correspond à une dimension légèrement inférieure à la largeur des plus gros mors disponibles pour réaliser les essais de traction et la seconde au diamètre extérieur du support décrit à la section 2.2. Les valeurs moyennes de la force maximale, de l'énergie absorbée et de la flèche à la force maximale obtenues pour quatre essais sont par la suite comparées.

2.4 Caractérisation de l'endommagement

Les dommages présents dans le laminé $[0/90]_{2S}$ ont été étudiés en fonction de l'énergie incidente à l'aide d'observations au microscope optique et d'inspections aux ultrasons. Dans cette section, les techniques utilisées pour caractériser les dommages tant qualitativement que quantitativement sont présentées.

2.4.1 Observations microscopiques

Les dommages présents dans des échantillons de 70 mm x 45 mm x 3,5 mm impactés à des énergies incidentes de 2,35, 4,70 et 8,90 J ont été caractérisés à l'aide d'observations au microscope optique. Ces observations ont été réalisées près du point d'impact, sur des coupes prélevées selon les directions parallèles et perpendiculaires aux fibres situées en surface. Pour ce faire, des coupes ont été prélevées à une distance de 1,5 mm du point d'impact l'aide d'une scie à diamant, puisque des polissages préliminaires ont permis d'estimer à 1,5 mm la quantité de matériaux enlevée lors du polissage. Les échantillons coupés ont par la suite été enrobés dans une résine époxy et polis selon la procédure décrite au Tableau 2.1. Finalement, des photographies ont été prises et assemblées afin d'obtenir une représentation de l'ensemble de la région située près du point d'impact.

Tableau 2.1 : Procédure de polissage

Plateau	Abrasif	Lubrifiant	Pression (N)	Vitesse du plateau (rpm)	Temps de polissage
500 grit	SiC	Eau	80	300	2 x 20 s
800 grit	SiC	Eau	80	300	2 x 20 s
1200 grit	SiC	Eau	80	300	2 x 20 s
4000 grit	SiC	Eau	80	300	4 x 20 s
DP Pan	6 μ m	Red	200	150	2 x 5 min.
DP Pan	3 μ m	Red	200	150	2 x 5 min.
Chemomet		Eau	50 \rightarrow 0	150	1 x 15 s 1 x 45 s
Remarques : - « 2 x 20 s » signifie que l'on utilise deux papiers abrasifs pendant 20 secondes chacun. - Entre chaque étape de polissage, les échantillons sont passés aux ultrasons.					

2.4.2 Densité de fissures dans la matrice

La densité de fissures dans la matrice est une mesure semi-quantitative de l'endommagement. Elle est obtenue en divisant le nombre de fissures dans chaque pli par la longueur de la coupe observée. La densité de fissures dans la matrice est par conséquent une mesure du nombre de fissures par unité de longueur [fissures/mm]. Les échantillons utilisés pour obtenir la densité de fissure dans la matrice sont quelques uns des échantillons utilisés pour caractériser l'endommagement par microscopie optique. Aussi, ils ont été préparés et observés selon la procédure décrite au paragraphe 2.4.1.

2.4.3 Inspection par ultrasons (*C-scan*)

Des échantillons, dont la géométrie est identique à celle décrite au paragraphe 2.4.1, ont été impactés à différents niveaux d'énergie puis inspectés à l'aide d'un scanner utilisant une technologie au laser-ultrasons développée à l'institut des matériaux industriels (IMI) (Monchalín *et al.*, 1999). Les inspections se sont limitées à la région située près du point d'impact et ont toutes été effectuées en balayant la surface non-impactée des échantillons. Le résultat obtenu est une image représentant la projection des délaminations présentes selon l'épaisseur. L'aire des délaminations a par la suite été déterminée à l'aide du système de traitement d'image Visilog 5.2.

2.5 Détermination des propriétés résiduelles après impact

Dans cette section, les géométries d'échantillons, appareils d'essais et conditions de chargement utilisés pour déterminer les propriétés résiduelles en traction et en flexion du laminé et du sergé sont présentés. Tout comme l'endommagement, les propriétés résiduelles ont été caractérisées pour plusieurs niveaux d'énergies compris entre 0 et 10 J.

2.5.1 Propriétés résiduelles en traction

Les propriétés résiduelles en traction ont été mesurées en effectuant des essais de traction sur des coupons rectangulaires de 280 mm x 45 mm x 3,5 mm impactés en leur centre à

l'aide du montage décrit à la section 2.4.2. Une machine Instron 55R1125 a été utilisée pour imposer une vitesse de déplacement de 2 mm/min. Pour le laminé, la charge a été imposée selon la direction parallèle aux fibres situées en surface, tandis que pour le sergé, la charge a été appliquée selon la direction de la chaîne (*warp*). La déformation a été mesurée à l'aide d'un extensomètre de $50 \text{ mm} \pm 10\%$. Un minimum de cinq essais valides ont été effectués pour chacune des conditions d'essai, tel qu'exigé par la norme ASTM D 3039.

Des talons en PP/verre ont été collés sur les éprouvettes de traction du laminé afin d'éviter que la rupture se produise aux mâchoires. Les talons utilisés ont été fabriqués en apposant d'abord un mince film fondu de PP aux extrémités de chaque coupon afin d'améliorer la cohésion talon/échantillon. Puis, cinq plis de rubans préimprégnés préalablement chauffés à 230°C ont été ajoutés sur chacune des facettes, tel qu'illustré à la Figure 2.2. Afin d'assurer une bonne adhésion, une légère pression appliquée manuellement a été maintenue tout au long du refroidissement à l'air libre. Dans le cas du sergé, des essais de traction sans talon ont été effectués puisque des ruptures à l'extérieur de la région des mors étaient obtenues.

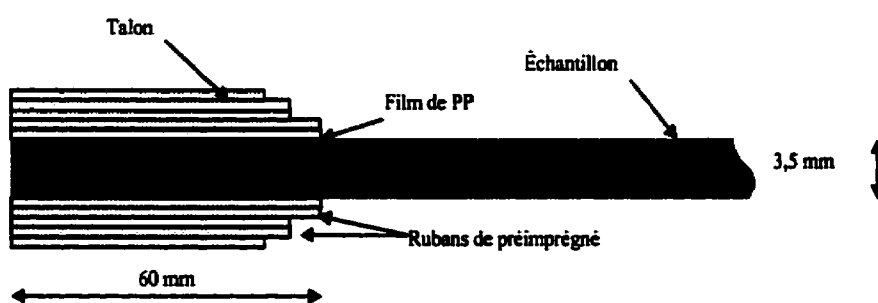


Figure 2.2 : Schéma des talons utilisés pour les essais de traction sur le laminé PP/verre.

2.5.2 Propriétés résiduelles en flexion

Les propriétés résiduelles en flexion ont été mesurées en effectuant des essais de flexion sur des coupons rectangulaires de 130 mm x 45 mm x 3,5 mm impactés en leur centre. Un montage de flexion trois points monté sur un appareil Instron 55R1123 a été utilisé pour mesurer la résistance et le module en flexion. Le diamètre des supports utilisés est de 12,25 mm et la distance entre les supports a été gardée constante à 100 mm. La vitesse de déplacement de la traverse a été gardée constante à 5 mm/min pour toutes les conditions d'essais. Un minimum de cinq essais valides ont été effectués pour chacune des conditions d'essai, tel qu'exigé par la norme ASTM D 790. Finalement, les essais de flexion ont été exécutés selon deux conditions de chargement différentes, soit en appliquant la charge sur le côté impacté et sur le côté non-impacté.

La contrainte calculée dans la direction des fibres pour le pli inférieur dans la région située sous l'axe du point d'application de la charge au moment de la rupture est considérée comme étant la résistance en flexion du matériau. Par conséquent, en utilisant la théorie des poutres, on obtient l'expression :

$$R_f = \frac{3 \cdot P_{\max} \cdot L}{2 \cdot b_f \cdot h^2} \quad (2.1)$$

où R_f est la résistance en flexion, P_{\max} est la charge à la rupture, L est la distance entre les supports, b_f est la largeur des échantillons et h l'épaisseur des échantillons. Le module en flexion, E_f , est quant à lui calculé à partir de la pente initiale de la courbe de la charge-déplacement à l'aide de l'équation :

$$E_f = \frac{m_f \cdot L^3}{4 \cdot b_f \cdot h^3} \quad (2.2)$$

où m_f est la pente initiale de la courbe de la charge en fonction du déplacement.

2.6 Détermination du taux de relâchement d'énergie

Les taux de relâchement d'énergie sous chargement dynamique associés à l'initiation et à la propagation d'une délamination ont été calculés pour le laminé PP/FV. Les procédures et équations utilisées sont explicitées dans les paragraphes suivants.

2.6.1 Préparation des échantillons

Les échantillons ont été préparés en insérant un film circulaire de polyimide de 40 μm d'épaisseur près de la mi-épaisseur (entre le cinquième et le sixième pli) du laminé PP/FV $[0/90]_{2S}$. Les films ont été insérés pour amorcer une délamination à l'interface de deux plis d'orientations différentes. Le diamètre des films utilisés a été varié de manière à obtenir un rapport a/R (rayon du film/rayon intérieur du support) compris entre 0,35 et 0,65. Les plaques ont par la suite été moulées selon les conditions de moulage décrites à la section 2.1.1. Enfin, des échantillons de 60 mm x 55 mm x 3,5 mm ont été découpés à l'aide d'une scie à diamant de manière à ce que le film soit centré par rapport aux bordures des échantillons.

2.6.2 Taux de relâchement d'énergie associé à l'initiation d'une délamination sous chargement dynamique ($G^d_{IIc,initiation}$)

Pour déterminer $G^d_{IIc,initiation}$, les échantillons contenant un film de polyimide ont été soumis à un impact de 4,90 J. Ces essais d'impact ont été effectués à l'aide du montage décrit à la section 2.2 dont deux vues sont présentées à la Figure 2.3. La charge à laquelle la délamination s'amorce (P_C) est déterminée par une chute de la force et un changement de pente dans le signal force-temps. En utilisant le modèle simplifié de Davies et al. (1992; 1994; 1995), la valeur de $G^d_{IIc,initiation}$ est déterminée par :

$$G^d_{IIc,initiation} = \frac{9 \cdot P_C^2 \cdot (1 - \nu^2)}{8 \cdot \pi^2 \cdot E_f \cdot t^3} \quad (2.3)$$

où P_C est la charge à laquelle la délamination s'amorce, ν est le coefficient de Poisson, E_f est le module en flexion et t est l'épaisseur des échantillons.

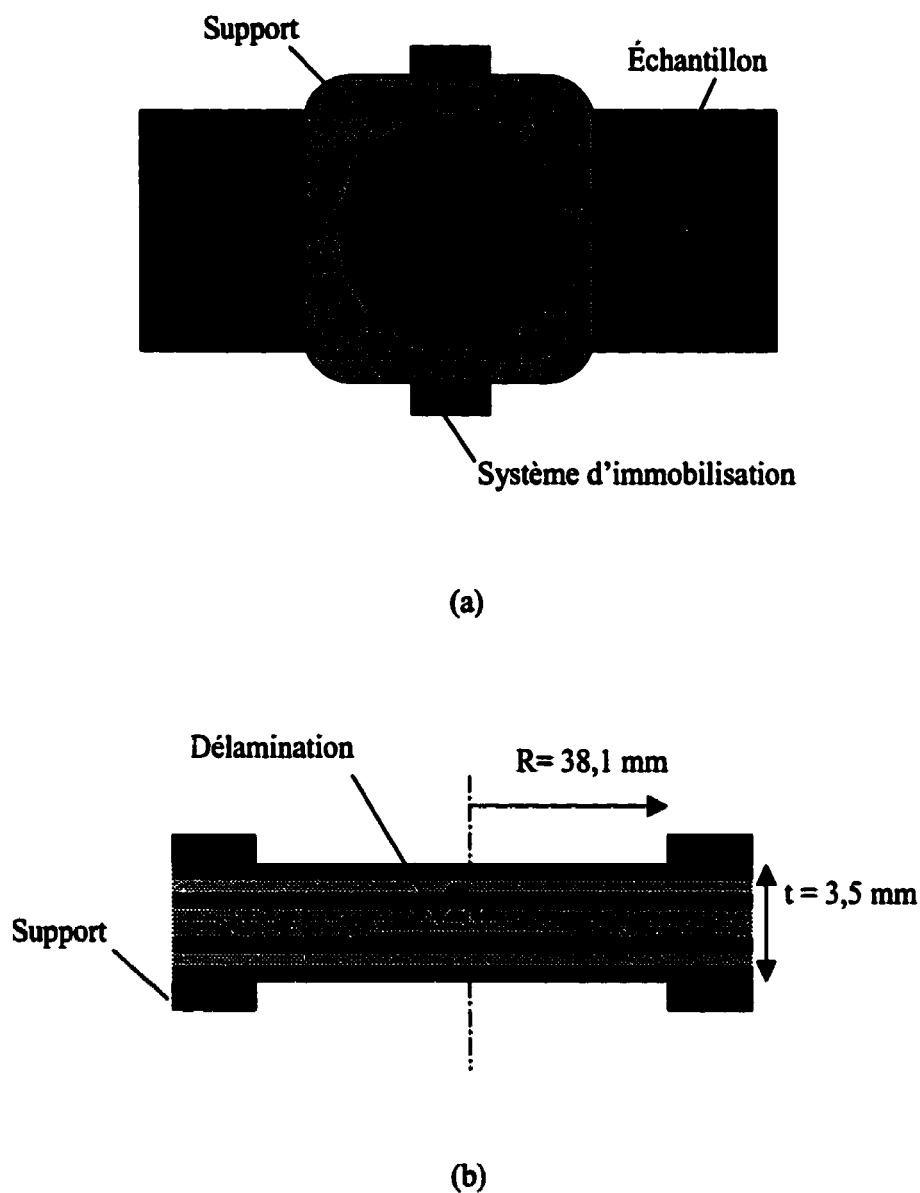


Figure 2.3 : Schéma du montage utilisé pour déterminer $G^d_{IIc,initiation}$. (a) Vue de haut et (b) vue en coupe.

2.6.3 Taux de relâchement d'énergie associé à la propagation d'une délamination sous chargement dynamique ($G_{IIc, propagation}^d$)

Les données nécessaires au calcul de $G_{IIc, propagation}^d$ sont obtenues à partir des mêmes tests qui ont servi à déterminer la valeur de $G_{IIc, initiation}^d$ (voir paragraphe 2.6.2). La valeur de $G_{IIc, propagation}^d$ est cependant déterminée en utilisant la méthode de l'aire. Selon cette méthode, le taux de relâchement d'énergie peut être exprimé par la relation :

$$G_{IIc, propagation}^d = \frac{\Delta U}{\Delta A} \quad (2.4)$$

où ΔU est l'énergie absorbée pour la propagation de la délamination et ΔA est l'aire de la nouvelle surface délaminée. La valeur de ΔU est obtenue par la courbe d'énergie calculée par le système d'impact instrumenté, tel qu'illustré à la Figure 2.4. L'aire de la nouvelle surface créée (ΔA) est quant à elle mesurée par inspection aux ultrasons suivant la procédure décrite au paragraphe 3.2.3.

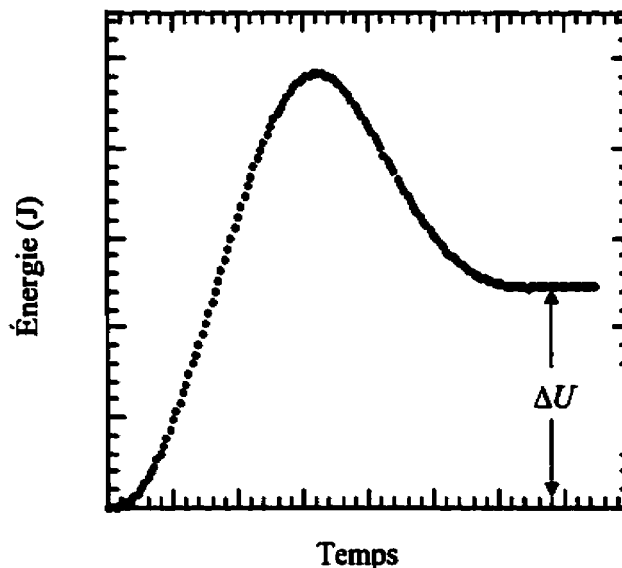


Figure 2.4 : Schéma d'une courbe d'énergie obtenue à l'aide d'un système d'impact instrumenté.

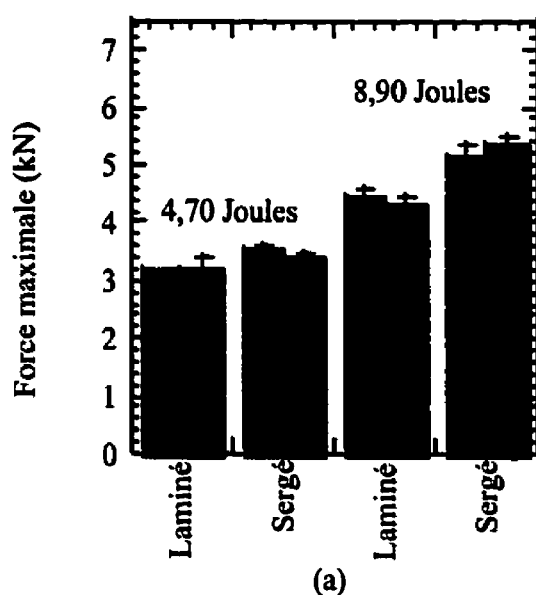
CHAPITRE III

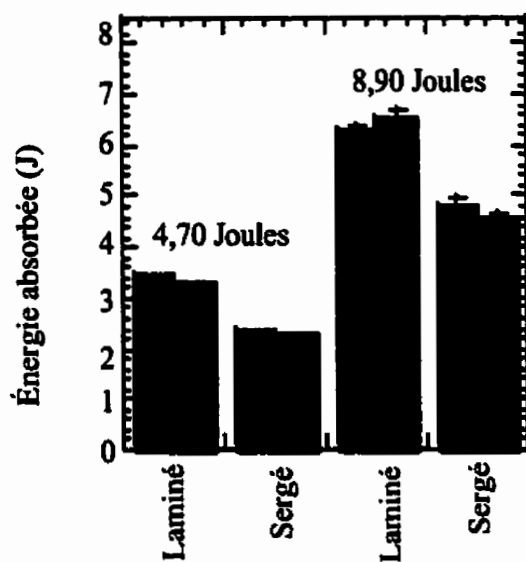
RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

Dans ce chapitre, les résultats expérimentaux obtenus sont présentés. Ces résultats sont regroupés en cinq thèmes soient : l'influence de la largeur des échantillons, la caractérisation de l'endommagement, l'interprétation des signaux d'impact, l'évaluation des propriétés résiduelles et le calcul du taux de relâchement d'énergie.

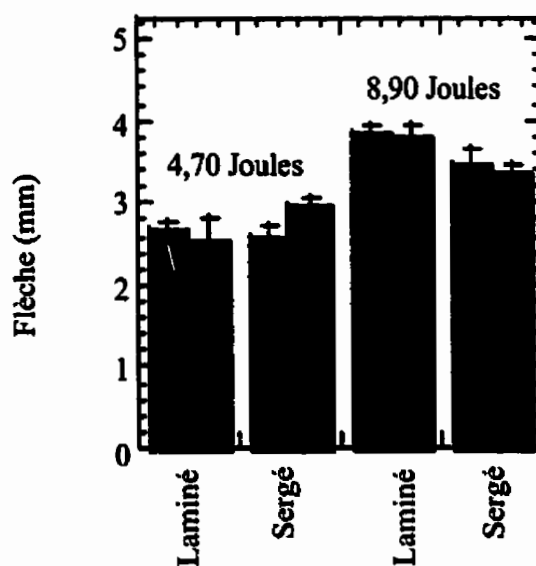
3.1 Influence de la largeur des échantillons

Des essais d'impact ont été effectués sur des échantillons de deux largeurs différentes afin de vérifier si l'utilisation d'échantillons ayant une largeur de 45 mm avait une influence sur l'encastrement. L'avantage d'utiliser des échantillons de 45 mm étant que l'on peut évaluer les propriétés résiduelles directement sur les échantillons impactés sans avoir recours à une étape supplémentaire d'usinage. Les résultats comparatifs de la force maximale, de l'énergie absorbée et du déplacement à la force maximale obtenus pour des largeurs de 45 et 55 mm sont présentés à la figure 3.1. Ces résultats montrent que la largeur des échantillons n'influence pas fortement les principaux paramètres mesurés par les essais d'impact dans la gamme d'énergie testée.





(b)



(c)

Figure 3.1 : (a) Force maximale, (b) énergie absorbée et (c) flèche à la force maximale en fonction de la largeur des échantillons. ■ 45 mm et ■ 55 mm.

3.2 Caractérisation de l'endommagement

Les résultats obtenus à partir des observations microscopiques, de l'évaluation de la densité de fissures dans la matrice et des inspections par ultrasons sont présentés dans cette section.

3.2.1 Observations microscopiques

Les Figures 3.2 à 3.4 présentent l'endommagement observé sur des coupes prélevées près du point d'impact pour trois niveaux différents d'énergie et selon deux directions. La description de l'endommagement pour chaque niveau d'énergie est présentée dans les prochains paragraphes.

Pour une énergie incidente de 2,35 J (Figure 3.2a-b), des fissures de cisaillement orientées à 45° sont observées dans les plis situés près de la à mi-épaisseur ainsi que dans les plis inférieurs, tandis que des fissures de tension sont observées dans le dernier pli. De plus, il est possible d'observer une délamination à l'interface du cinquième et du sixième pli sur la coupe perpendiculaire aux fibres en surface (Figure 3.2b). Cette délamination s'amorce à l'endroit où une fissure de cisaillement rencontre un pli d'orientation différente. Finalement, une légère déformation du premier pli est observée près du point de contact.

Pour une énergie incidente de 4,70 J (Figure 3.3a-b), un nombre plus important de fissures de cisaillement et de fissures de tension sont observées. De plus, de nombreuses délaminations sont observées selon l'épaisseur, c'est-à-dire entre le cinquième et le sixième, entre le sixième et le septième et entre le septième et le huitième pli, tel que montré sur la Figure 3.3a-b. Tout comme il a été observé pour les impacts à 2,35 J, les délaminations semblent être amorcées par des fissures de cisaillement qui sont déviées lorsqu'elles rencontrent un pli d'une orientation différente. Il est à noter qu'une déformation résiduelle est observée selon toute l'épaisseur dans la région du point de contact.

Pour une énergie incidente de 8,90 J (Figure 3.4a-b), on observe une forte coalescence des fissures de cisaillement et la présence de délaminations à toutes les interfaces à l'exception de celle entre le premier et le deuxième pli. De nombreuses fissures de tension sont observées dans le pli inférieur. De plus, une déformation résiduelle importante de l'échantillon est observée.

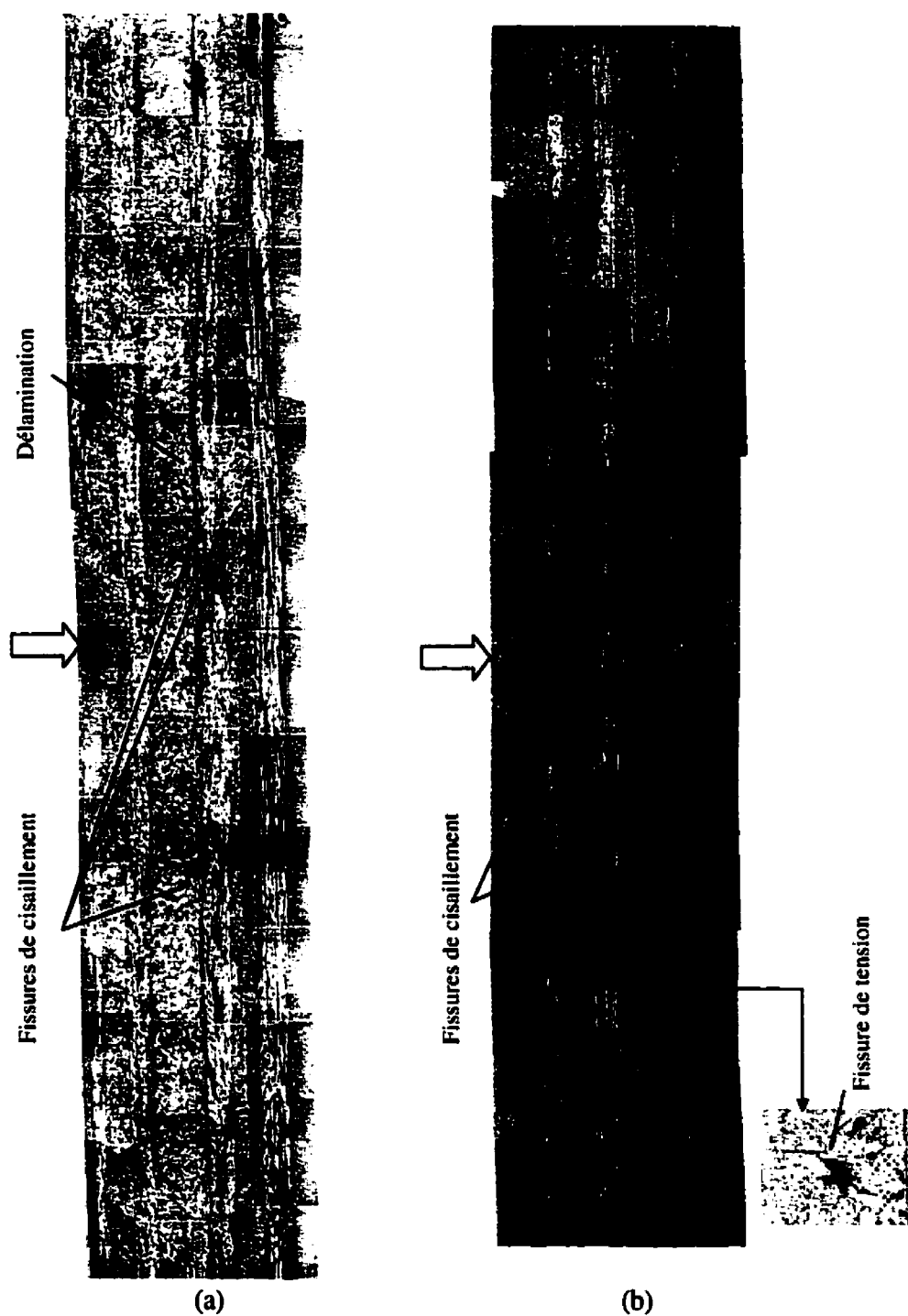


Figure 3.2 : Observation microscopique de l'endommagement pour une énergie incidente de 2,35 J. (a) Coupe perpendiculaire et (b) coupe parallèle aux fibres en surface.

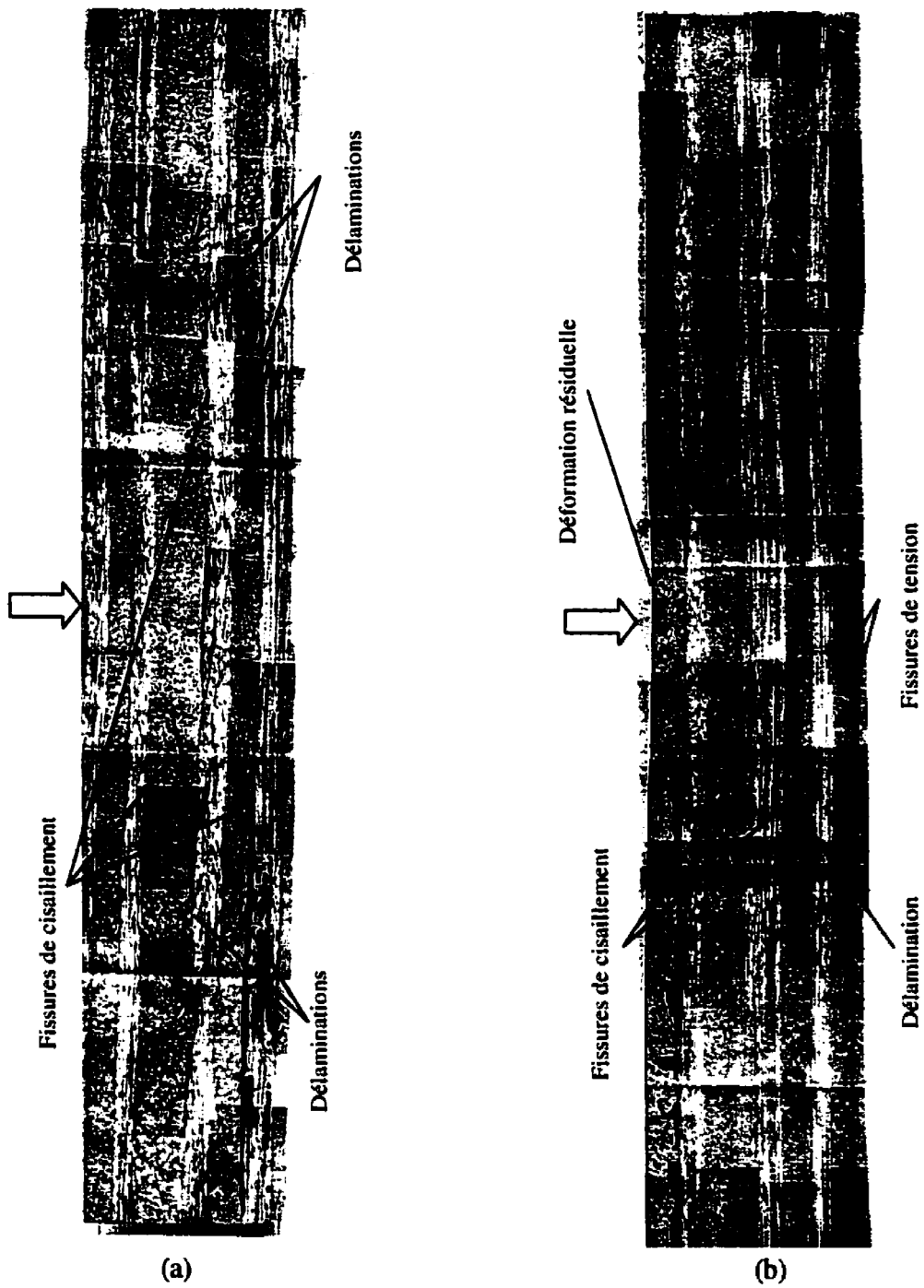


Figure 3.3 : Observation microscopique de l'endommagement à 4,70 J. (a) Coupe perpendiculaire et (b) coupe parallèle aux fibres en surface.

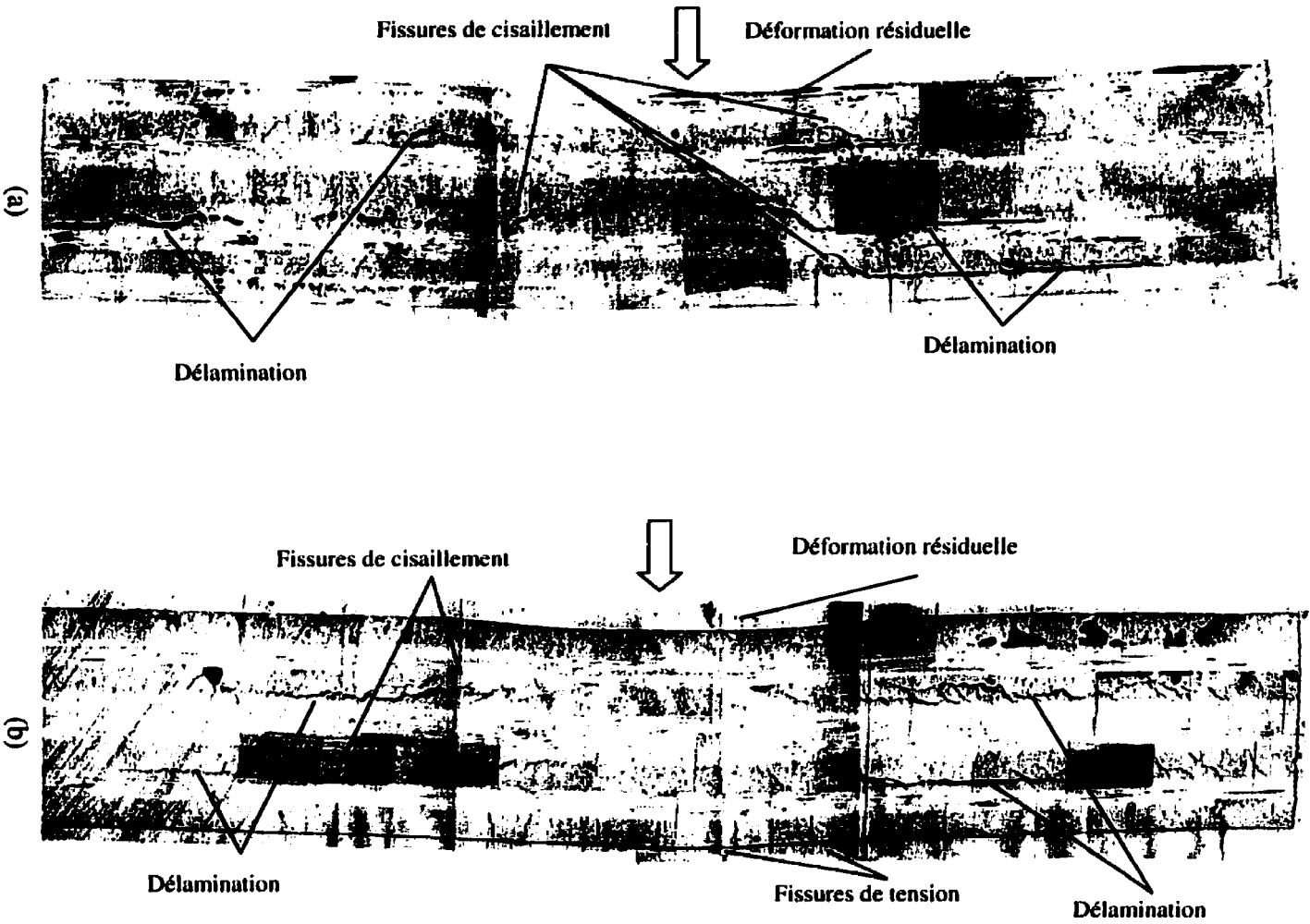
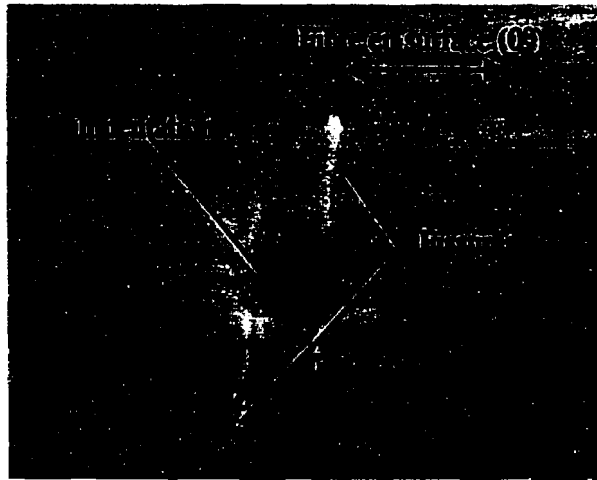


Figure 3.4 : Observation microscopique de l'endommagement à 8,90 J. (a) Coupe perpendiculaire et (b) coupe parallèle aux fibres en surface.

Pour les énergies incidentes de 4,70 et 8,90 J, des fissures orientées perpendiculairement aux fibres en surface sont observées de part et d'autre du point de contact. Ces fissures sont formées par la rupture des fibres en périphérie des marques d'indentation, telle qu'illustrée à la Figure 3.5.



(a)



(b)



(c)

Figure 3.5 : Fissures observées près du point de contact. (a) Vue de la surface impactée à 8,90 J, (b) vue en coupe pour un impact de 4,70 Joules et (c) vue en coupe à 8,90 Joules.

3.2.2 Densité de fissures dans la matrice

La densité de fissures dans la matrice a été calculée pour chaque pli (Figure 3.6), à l'exception du premier pli (côté impacté) où l'endommagement est trop important pour les énergies élevées. Pour chaque pli, la densité de fissures augmente avec l'énergie incidente. De plus, pour tous les niveaux d'énergie, la densité de fissure est plus importante pour les plis situés à l'intérieur du laminé, c'est-à-dire les troisièmes, quatrièmes et cinquièmes, sixièmes et septièmes plis.

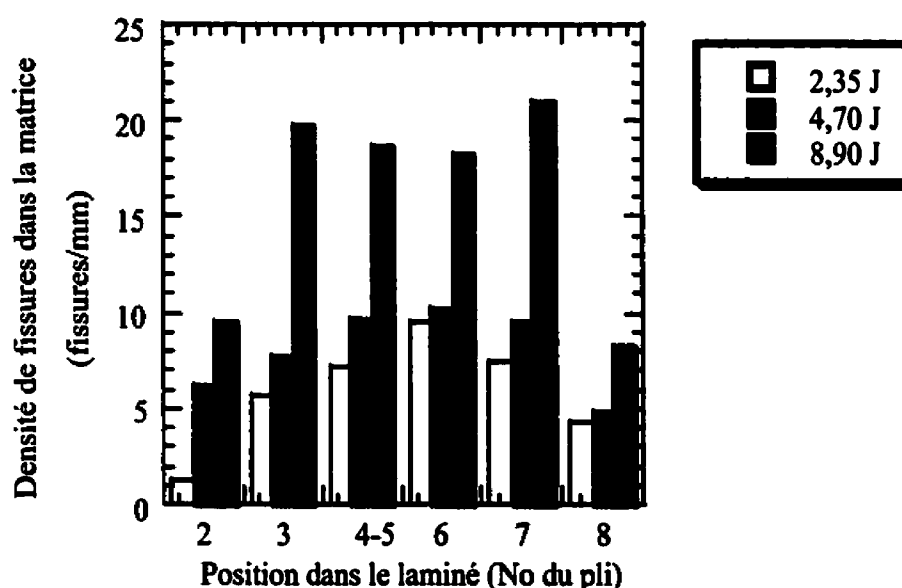
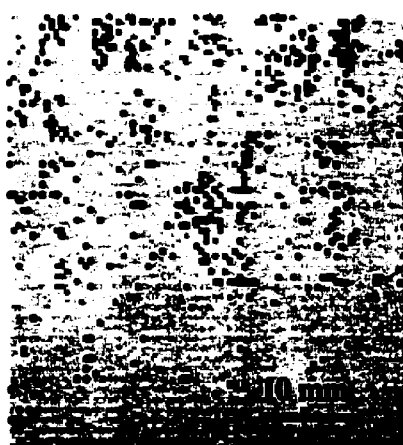


Figure 3.6 : Densité de fissures dans la matrice pour chacun des plis du laminé PP/FV.

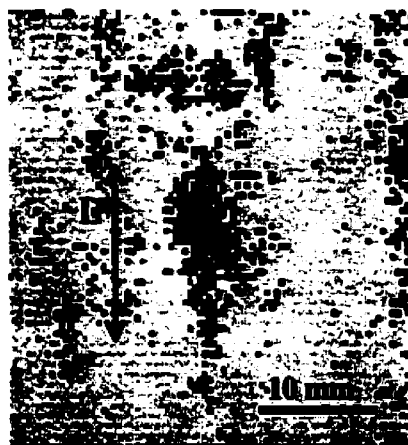
3.2.3 Inspections par ultrasons

Les résultats des inspections par ultrasons sont présentés à la Figure 3.7 pour différents niveaux d'énergies. Pour une énergie incidente de 1,10 J (Figure 3.7a), aucune délamination de taille importante n'est observée. Par contre, pour une énergie incidente légèrement supérieure, c'est-à-dire 1,85 J, un début évident de délamination est détecté (Figure 3.7b). Puis, la taille de l'endommagement augmente avec l'énergie incidente comme le montre les Figures 3.7c-f.

En utilisant l'échelle du « temps de vol » de la Figure 3.7, il est possible d'évaluer la position de la première délamination dans le laminé. Ainsi, les premières délaminations semblent s'amorcer à mi-épaisseur (région foncée), tel qu'observé à la Figure 3.7b. De plus, la forme des délaminations est dans la plupart des cas allongée ($L > d$) (Figure 3.7b,d-f).



(a)



(b)



(c)



(d)

4.0
—
Temps de vol (us)
0.8

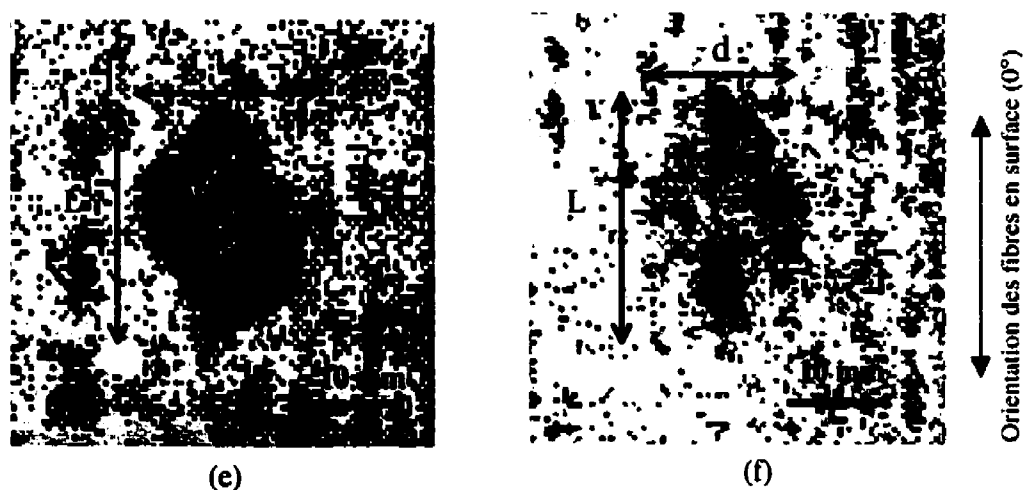


Figure 3.7 : Signaux obtenus par inspection aux ultrasons pour des énergies de (a) 1,10 J, (b) 1,85 J, (c) 3,50 J, (d) 4,70 J, (e) 6,50 J et (f) 8,90 J.

Les résultats de la Figure 3.7 montrent que la technique aux laser-ultrasons utilisée est sensible au fini de surface des échantillons (variation du signal loin du point d'impact), ce qui constitue une source d'imprécision lors de la détermination de l'aire délaminée. La variation du fini de surface détectée est provoquée par l'adhésion du composite au moule d'acier durant le cycle de moulage, probablement en raison de cristaux formés aux moules. Bien que le moule ait été poli et enduit d'un agent de démoulage, le problème n'a pu être enrailé complètement.

L'aire des délaminations mesurées par inspection aux laser-ultrasons est présentée en fonction de l'énergie incidente, de l'énergie absorbée et en fonction de la force maximale aux Figures 3.8, 3.9 et 3.10, respectivement. De ces dernières figures, on observe que l'aire des délaminations augmente linéairement avec l'énergie ainsi qu'avec la force maximale. L'énergie incidente et la force correspondant à l'apparition de la première délamination sont approximées en déterminant l'abscisse à l'origine des Figures 3.8 et 3.10 par régression linéaire. Les valeurs ainsi déterminées sont de 1,50 J et de 2,0 kN. À la Figure 3.9, la droite déterminée par régression linéaire reliant l'aire des délaminations

à l'énergie absorbée rejoint l'origine du graphique. Ceci tend à démontrer que la formation de délaminations est le mécanisme principal d'absorption d'énergie puisque l'énergie absorbée est nulle lorsqu'il n'y a pas de délamination.

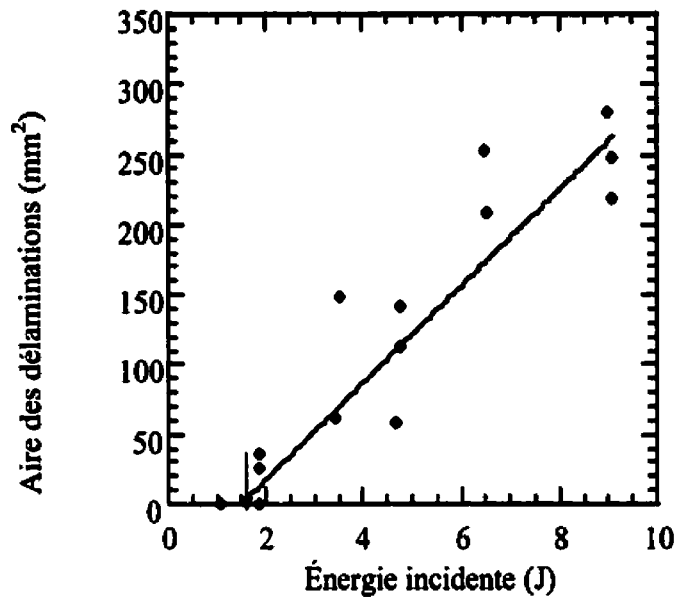


Figure 3.8 : Aire des délaminations en fonction de l'énergie incidente.

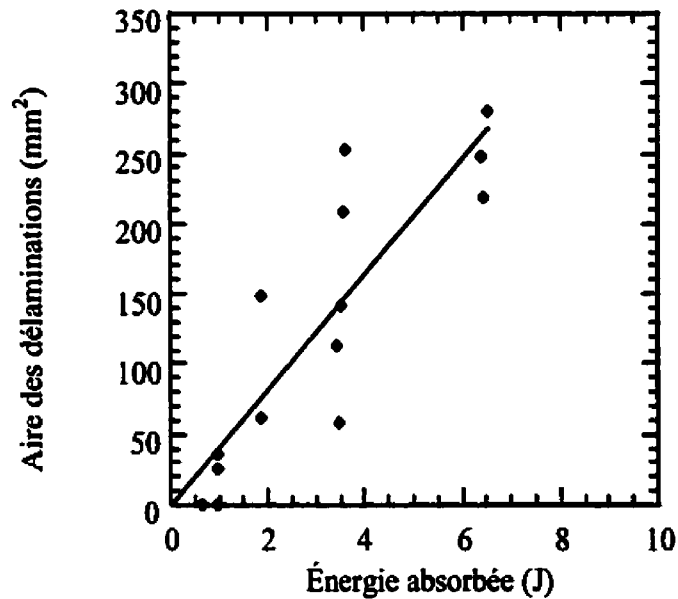


Figure 3.9 : Aire des délaminations en fonction de l'énergie absorbée ($Y = 40,611 x$, $R = 0,88$).

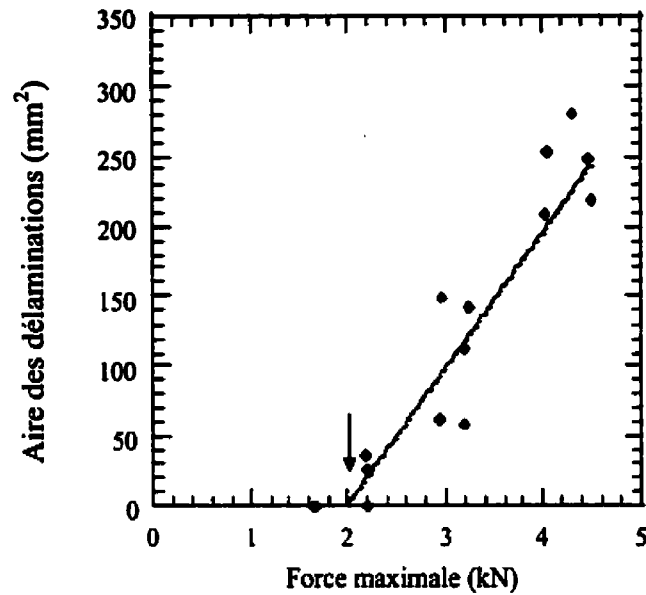
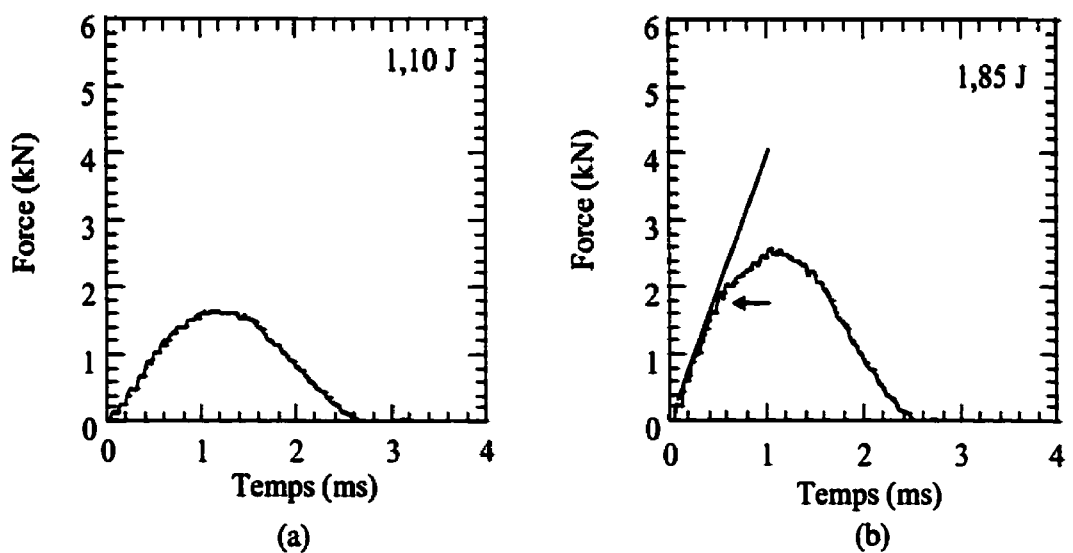


Figure 3.10 : Aire des délaminations en fonction de la force maximale.

3.3 Analyse des signaux d'impact

La Figure 3.11 présente des exemples de signaux force-temps obtenus pour des niveaux d'énergie compris entre 1 et 10 J. Lorsque possible, la force correspondant à l'initiation des dommages est identifiée (par une flèche).



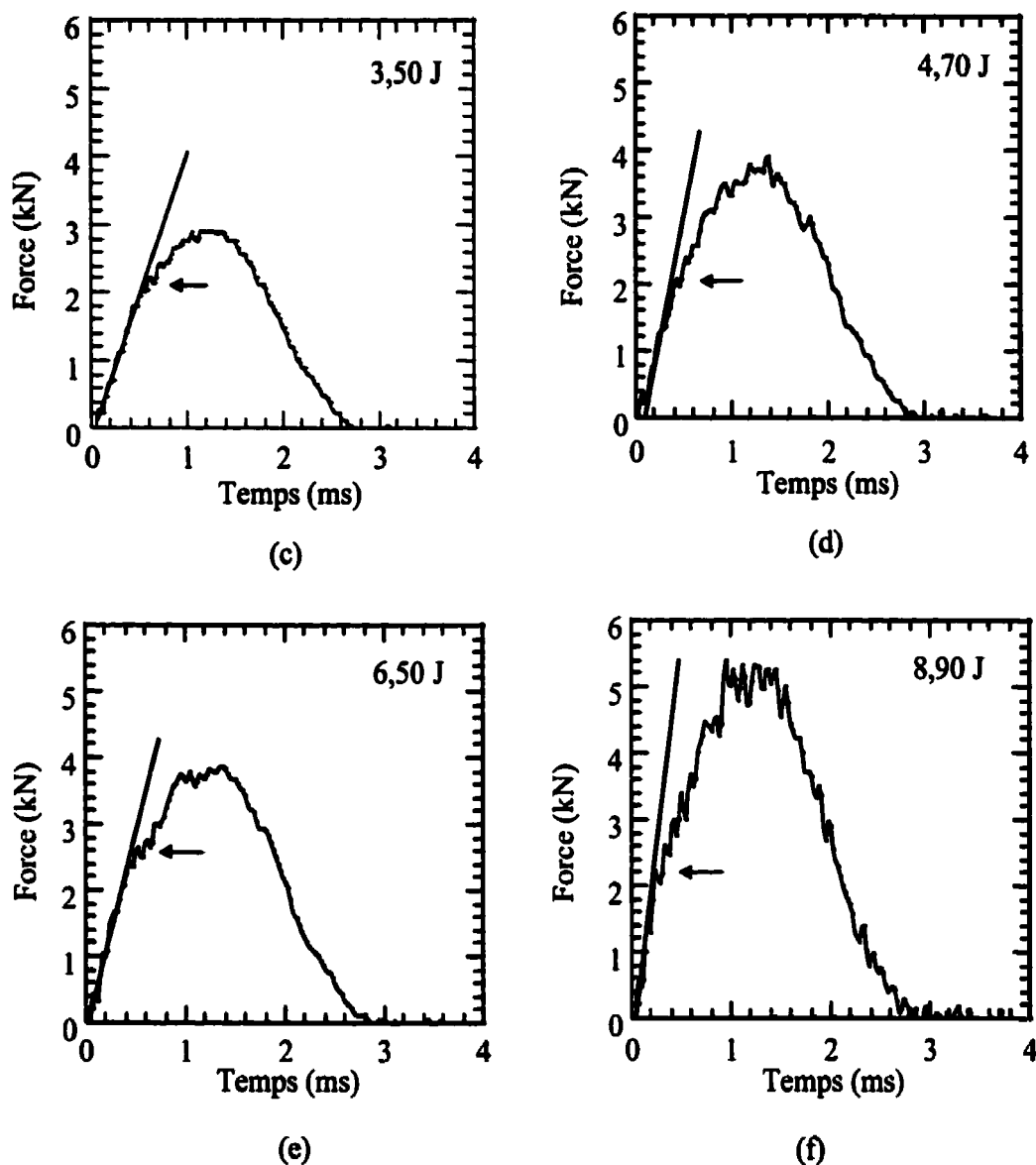


Figure 3.11 : Signaux force-temps obtenus pour le matériau laminé à des énergies incidentes de (a) 1,10 J, (b) 1,85 J, (c) 3,50 J, (d) 4,70 J, (e) 6,50 J et (f) 8,90 J.

Pour une énergie incidente de 1,10 J (Figure 3.11a), la forme de la courbe force-temps est sinusoïdale et par conséquent aucun endommagement n'est détecté. Cependant, pour les énergies incidentes supérieures à 1,10 J (Figure 3.11b-f), une diminution rapide de la charge ainsi qu'un changement de pente associés à la formation d'une délamination sont

observés. Pour tous ces cas, la variation du signal se produit à une force d'environ 2 kN ($2,12 \pm 0,23$ kN), peu importe l'énergie incidente. À la Figure 3.12, le déplacement de l'impacteur (la flèche de l'échantillon) et l'énergie absorbée par le système au moment correspondant à l'initiation de la délamination, tel que calculé par le système d'impact instrumenté (section 1.7), sont présentées. De cette figure, on observe que la délamination se produit pour un déplacement d'environ 1 mm pour toutes les énergies incidentes, mais que l'énergie absorbée par le système à cet instant augmente avec l'énergie incidente.

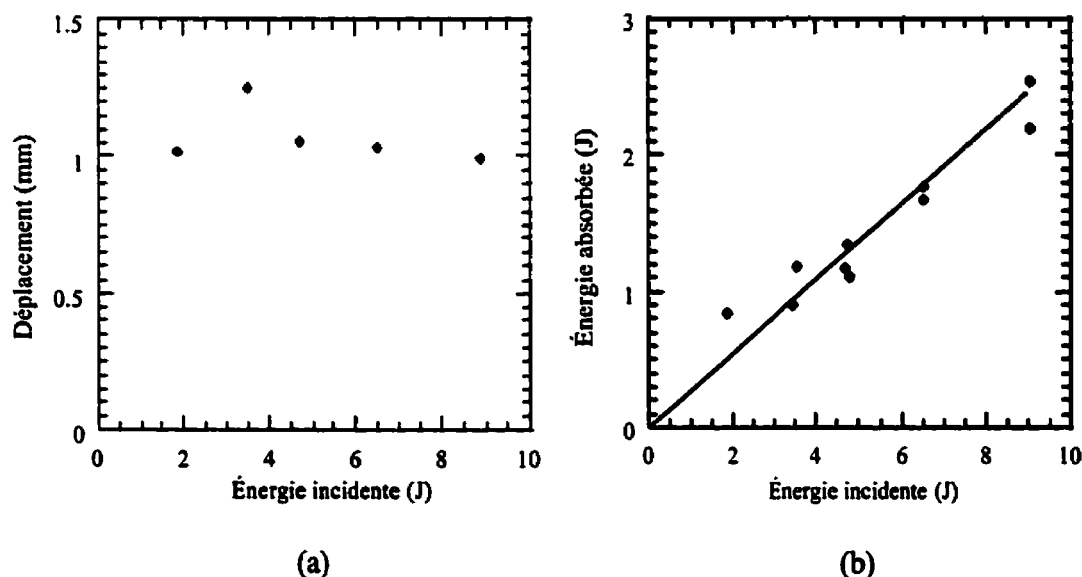


Figure 3.12: (a) Variation du déplacement et (b) de l'énergie absorbée correspondant à l'initiation de la délamination.

3.4 Propriétés résiduelles après impact

Dans cette section, les résultats obtenus pour le laminé et le sergé lors de l'évaluation des propriétés résiduelles en traction et en flexion sont présentés. Dans les deux cas, la résistance et le module sont évalués et rapportés en fonction de l'énergie d'impact.

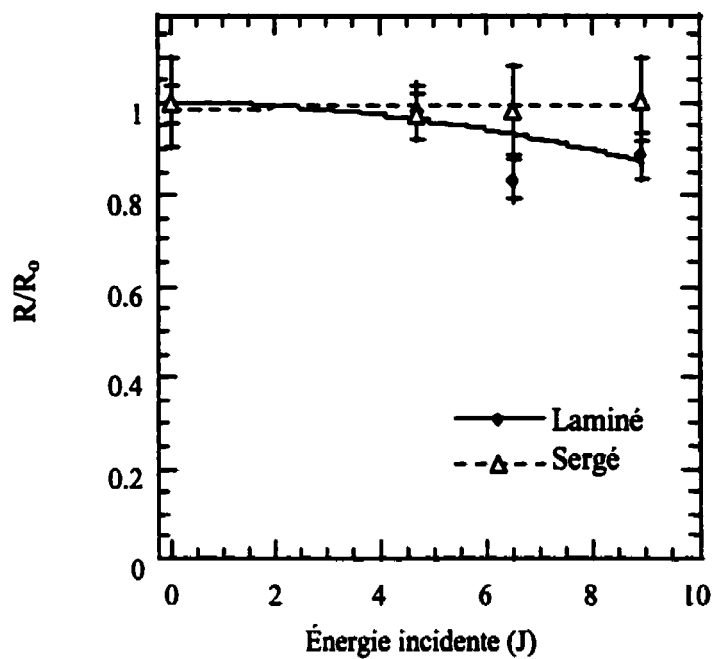
3.4.1 Propriétés résiduelles en traction

Les résultats obtenus en traction sur les échantillons non-impactés sont présentés au Tableau 3.1. En plus de servir à caractériser les matériaux, ces résultats sont utilisés à la Figure 3.13 pour normaliser la résistance et le module d'Young mesurés lors de l'évaluation des propriétés résiduelles. Ceci afin de faciliter la comparaison de l'évolution des propriétés en fonction de l'énergie incidente.

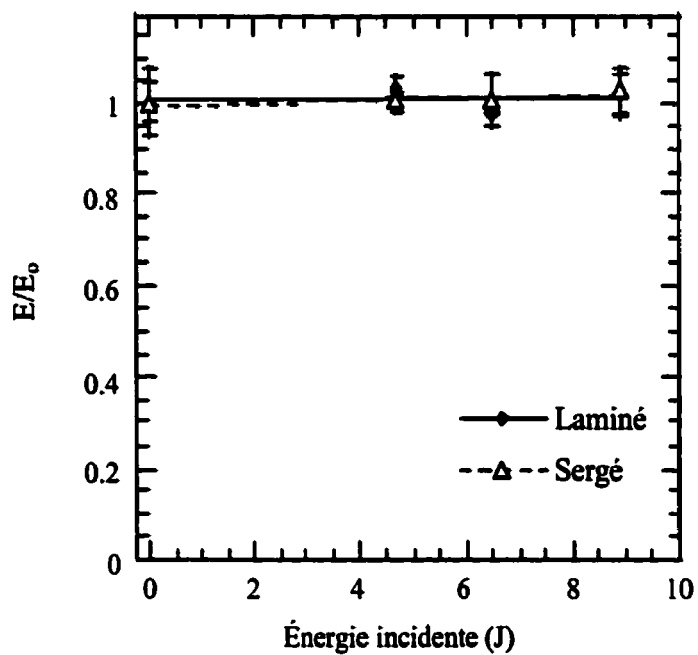
Les résistances du laminé et du sergé sont présentées en fonction de l'énergie incidente à la figure 3.13a. Pour le sergé, la résistance initiale est conservée pour tous les niveaux d'énergie étudiés, soit jusqu'à 8,90 J. Par contre, la résistance initiale du laminé est conservée pour une énergie incidente d'environ 4 J, après quoi une diminution de 10% de la résistance est observée jusqu'à 8,90 J. La variation du module d'Young en fonction de l'énergie incidente est quant à elle présentée à la Figure 3.13b. Pour les deux matériaux, le module d'Young demeure inchangé pour toute la gamme d'énergies étudiées.

Tableau 3.1 : Résistance et module d'Young obtenus en traction dans la condition non-impactée.

Matériaux	Résistance (R_0)	Module d'Young (E_0)
	MPa	Gpa
Laminé	307 ± 12	$15,8 \pm 0,7$
Sergé	299 ± 28	$15,0 \pm 1,0$



(a)



(b)

Figure 3.13 : (a) Résistance résiduelle normalisée et (b) module d'Young résiduel normalisé en traction.

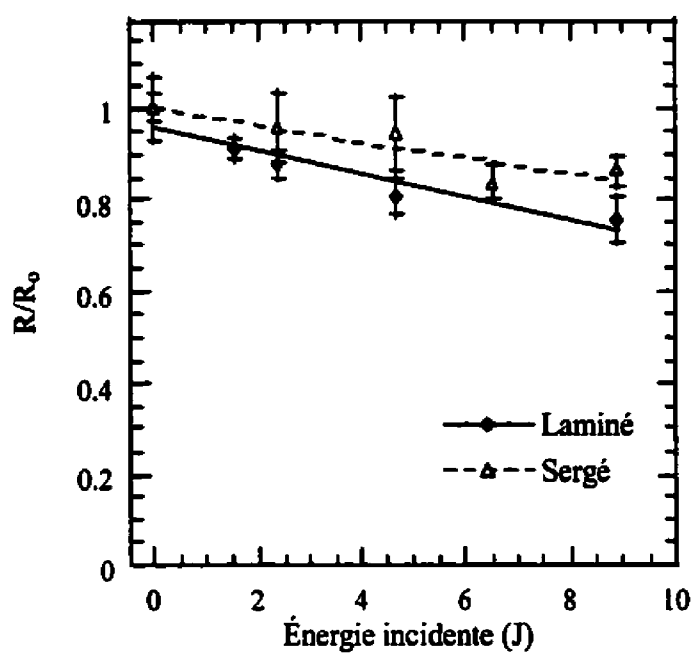
3.4.2 Propriétés résiduelles en flexion

Les résultats des essais de flexion obtenus sur des échantillons non-impactés sont présentés dans le Tableau 3.2, alors que les résultats obtenus lors de l'évaluation des propriétés résiduelles sont présentés aux Figures 3.14 et 3.15. Dans tous les cas, une rupture en compression a été observée. Les résultats présentés dans ces deux figures sont normalisés par les valeurs mesurées dans les conditions non-impactées (Tableau 3.2). À la Figure 3.14, la variation de la résistance est présentée pour les deux conditions de chargement, soit lorsque la charge est appliquée sur les côtés impactés et non-impactés. On y observe que la résistance en flexion diminue linéairement avec l'énergie incidente. Lorsque la charge est appliquée sur le côté impacté (Figure 3.14a), la diminution maximale de la résistance est de l'ordre de 15 et 20 % pour le sergé et le laminé, respectivement. Dans le cas où la charge est appliquée sur le côté non-impacté (Figure 3.14b), la résistance chute alors d'environ 15 % pour les deux matériaux.

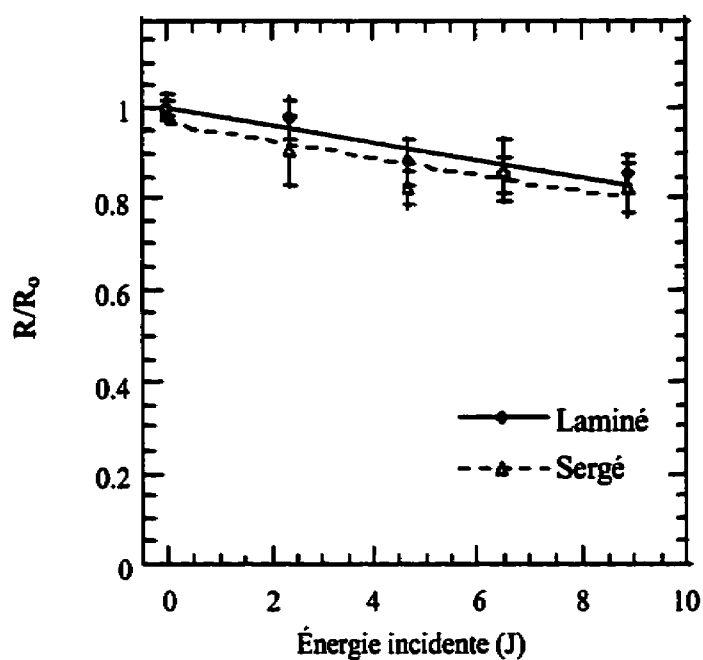
Les variations des modules en flexion pour les chargements appliqués sur les côtés impactés et non-impactés sont présentées à la Figure 3.15. Dans les deux cas, les modules mesurés diminuent linéairement avec la charge incidente. Lorsque la charge est appliquée sur le côté impacté (Figure 3.15a), une diminution d'environ 5 % du module est observée pour le laminé et le sergé. Une diminution du module de 10 % est observée pour les deux matériaux lorsque la charge est appliquée sur le côté non-impacté (Figure 3.15b).

Tableau 3.2 : Résistance et module obtenus en flexion dans la condition non-impactée.

Matériaux	Résistance (R_o)	Module d'Young (E_o)
	MPa	GPa
Laminé	331 ± 23	$19,7 \pm 0,7$
Sergé	313 ± 10	$14,5 \pm 0,6$



(a)



(b)

Figure 3.14 : Résistance résiduelle en flexion. (a) Charge appliquée sur le côté impacté et (b) charge appliquée sur le côté non impacté.

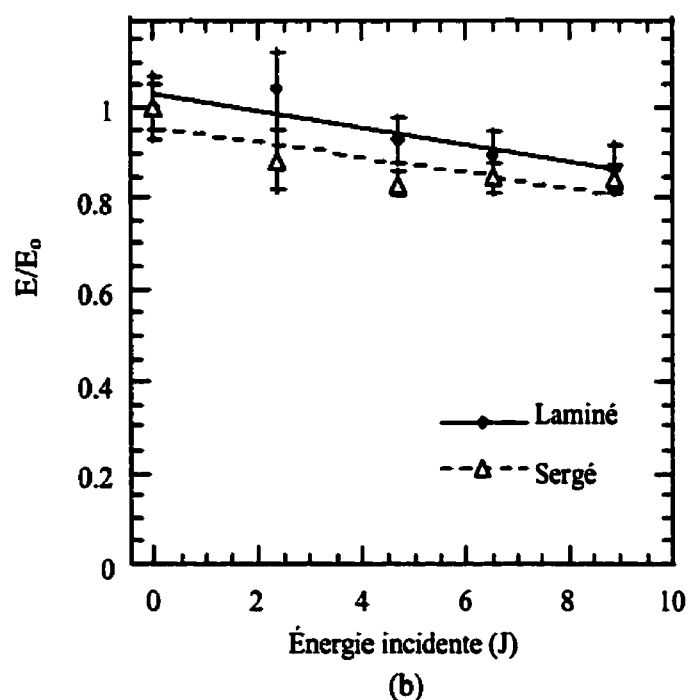
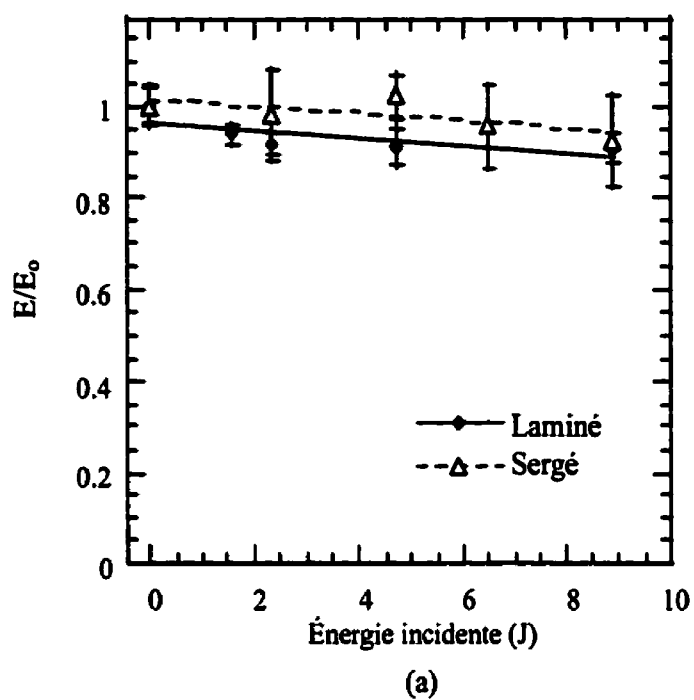


Figure 3.15 : Module résiduel en flexion. (a) Charge appliquée sur le côté impacté et (b) charge appliquée sur le côté non impacté.

3.5 Détermination du taux de relâchement d'énergie

Dans cette section, les résultats des essais d'impact effectués sur des échantillons contenant des films de polyimide à mi-épaisseur pour simuler une délamination sont présentés. Par conséquent, les signaux d'impact, les images obtenues par inspection aux ultrasons, les observations microscopiques et les calculs utilisés pour déterminer les valeurs des taux de relâchement d'énergie correspondant à l'initiation et à la propagation d'une délamination sont explicités.

3.5.1 Signaux d'impact et charge critique

Des exemples de signaux d'impact force-temps obtenus pour différents rapports de a/R (rayon du film/rayon intérieur du support) sont présentés à la Figure 3.16. Pour les rapport de a/R de 0,35, 0,40 et 0,50 (Figure 3.16a-c), on observe une réponse linéaire du matériau jusqu'à une charge critique (P_c) où une légère diminution de la force et un changement de pente sont observés. Cette charge critique correspond à la formation d'une délamination. Cependant, dans le cas où le rapport a/R est égale à 0,65 (Figure 3.16d), la réponse s'apparente plutôt à un signal sinusoïdal même si une légère perturbation dans signal est observée près de la charge maximale. Par conséquent aucune charge critique ne peut être déterminée pour cette condition.

Les charges critiques déterminées expérimentalement sont rapportées en fonction du rapport a/R à la Figure 3.17. De cette figure, on remarque que la charge critique est indépendante de la taille du film. Le déplacement (la flèche) correspondant à l'initiation de la délamination est présenté à la Figure 3.18. On y observe que l'initiation de la délamination se produit pour un déplacement constant en fonction de la taille du film inséré à mi-épaisseur. Ceci indique que la complaisance n'est pas significativement influencée par la taille du film pour des rapports de a/R compris entre 0,35 et 0,65.

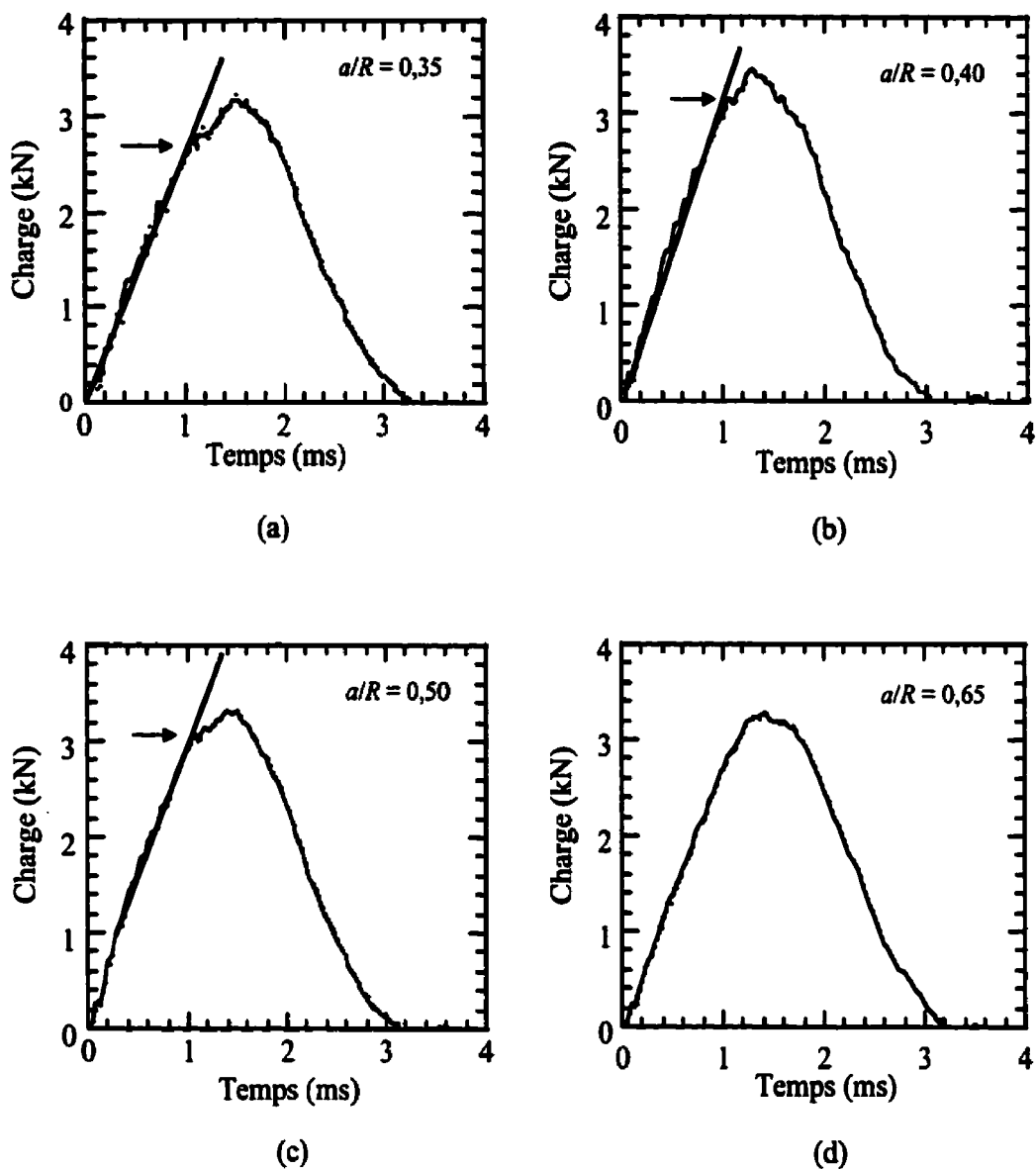


Figure 3.16 : Signaux d'impact obtenus pour différents rapports de a/R . (a) $a/R = 0,35$, (b) $a/R = 0,40$, (c) $a/R = 0,50$ et (d) $a/R = 0,65$.

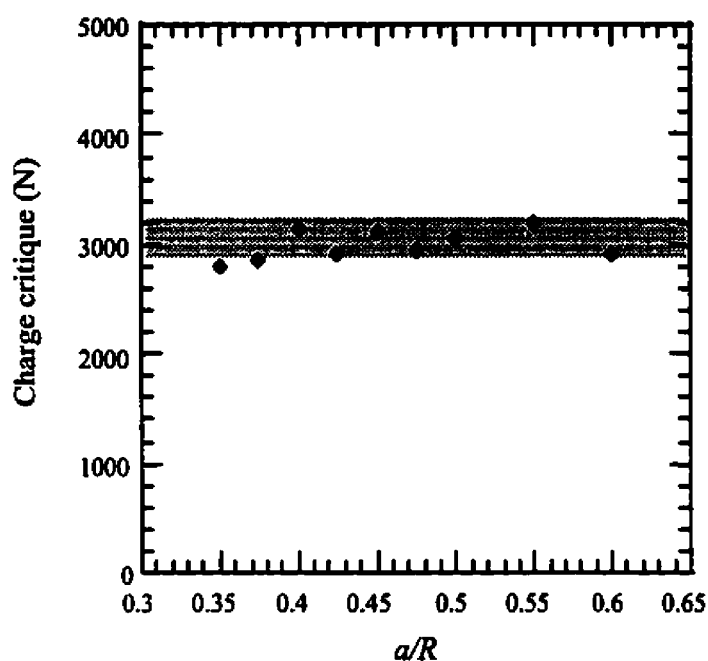


Figure 3.17 : Variation de la charge critique en fonction de la taille du film de polyimide et écart-type associé aux résultats (zone ombragée).

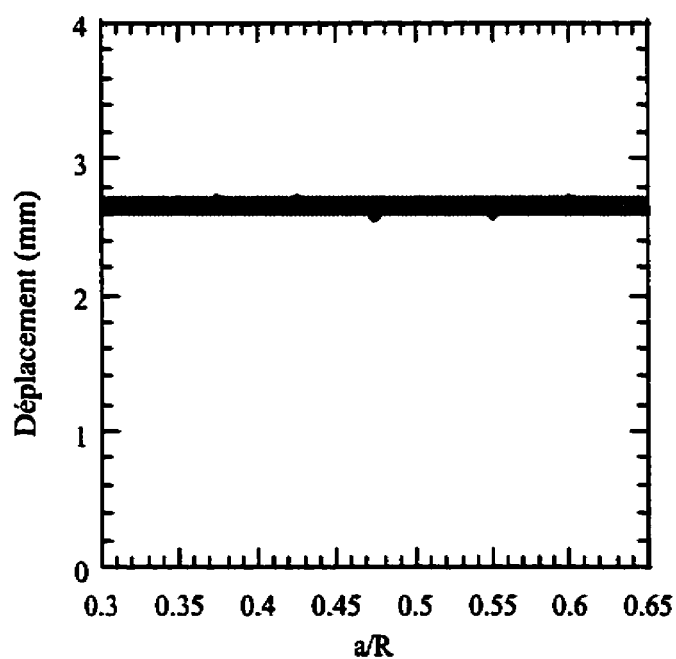
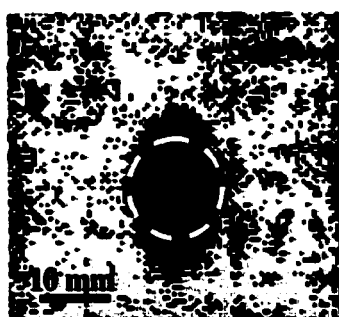


Figure 3.18 : Déplacement correspondant à l'initiation de la fissure en fonction de la taille du film de polyimide et écart-type associé aux résultats (zone ombragée).

3.5.2 Inspections au laser-ultrasons

Des images obtenues par inspection aux ultrasons sont présentées à la Figure 3.19. Sur ces images, la taille initiale du film utilisé pour amorcer la délamination est ajoutée (pointillé). Pour les images présentées à la Figure 3.19a-c, on observe que les délaminations se sont bel et bien propagées pendant l'impact. Cependant, pour l'échantillon présenté à la Figure 3.19d, la délamination est approximativement de la même taille que le film de polyimide. Par conséquent, elle ne semble pas s'être propagée significativement.



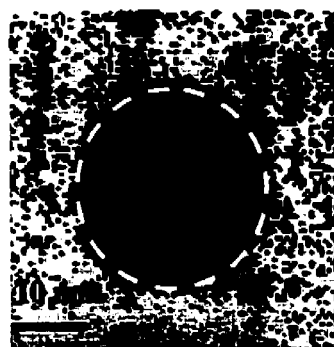
(a)



(b)



(c)



(d)

Figure 3.19 : Inspections aux ultrasons d'échantillons impactés contenant un film de polyimide. (a) $a/R = 0,35$, (b) $a/R = 0,40$, (c) $a/R = 0,50$ et (d) $a/R = 0,65$.

3.5.3 Observations microscopiques

Les observations effectuées sur des coupes prélevées près du point d'impact révèlent qu'une délamination est amorcée entre le cinquième et le sixième pli par le film de polyimide, tel qu'observé à la Figure 3.20a. Cette délamination est alors la seule délamination observée dans l'échantillon. Des fissures orientées à 90° sont observées dans le quatrième et le cinquième pli, au-dessus du film. Ces fissures sont semblables aux fissures de tension observées dans le pli inférieur des coupes présentées aux Figures 3.2 à 3.4. De plus, on observe que la délamination se propage initialement à l'interface de plis d'orientations différentes avant de bifurquer pour se propager à l'intérieur d'un pli (Figure 3.20b).

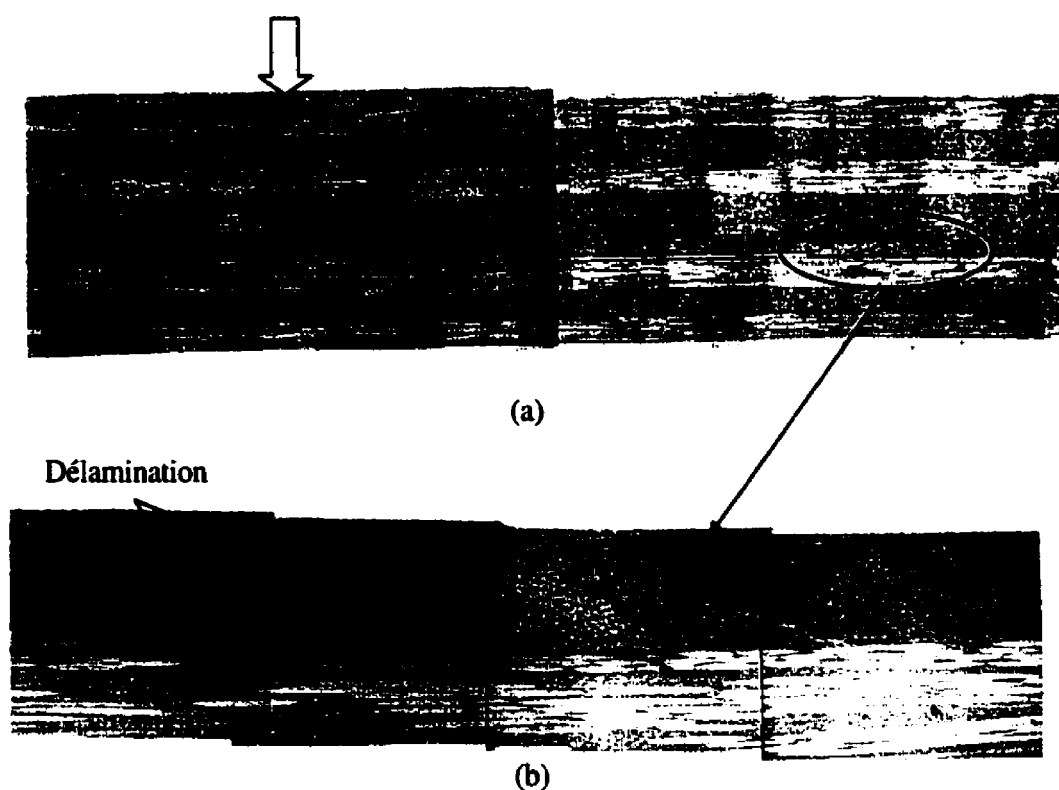


Figure 3.20 : Délamination amorcée au film de polyimide. (a) Vue d'ensemble et (b) extrémité du film.

3.5.4 Calcul de $G_{IIc,initiation}^d$

Le taux de relâchement d'énergie associée à l'initiation d'une fissure ($G_{IIc,initiation}^d$) a été calculé à partir de l'équation 2.3 pour les valeurs du rapport a/R pour lesquelles une charge critique a été déterminée à la section 3.4.1. Les constantes utilisées dans le calcul de $G_{IIc,initiation}^d$ sont résumées dans le Tableau 3.3 et le résultat des calculs est présenté à la Figure 3.21. Une valeur moyenne de $(1,11 \pm 0,11)$ kJ/m² a été obtenue pour $G_{IIc,initiation}^d$.

Tableau 3.3 : Paramètres associés au matériau utilisé dans le calcul de $G_{IIc,initiation}^d$.

Coefficient de Poisson (ν)	Module en flexion (E_f)	Épaisseur (t)
0,3*	19,5 GPa	0,0035 m

*Valeur approximée

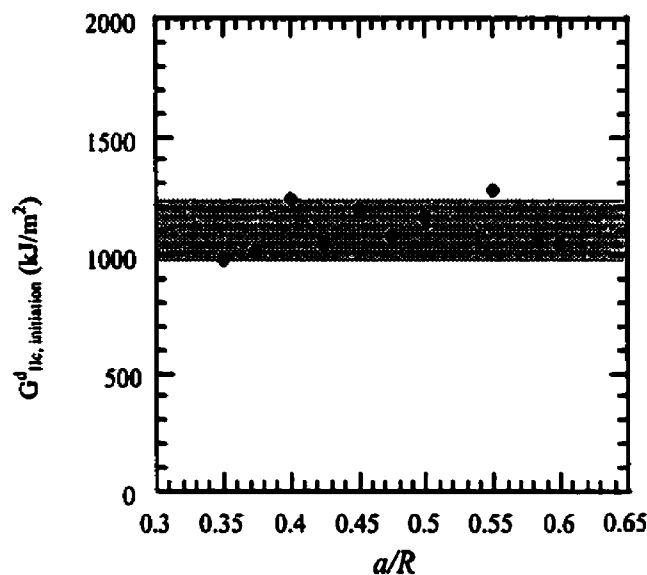


Figure 3.21 : $G_{IIc,initiation}^d$ en fonction de la taille initiale de la délamination.

3.5.5 Calcul de $G_{IIC, propagation}^d$

Le taux de relâchement d'énergie associé à la propagation d'une fissure ($G_{IIC, propagation}^d$) a été calculé à partir de l'équation 3.4 à l'aide des valeurs de l'énergie absorbée et de la nouvelle surface délaminée rapportées au Tableau 3.4. Les valeurs de $G_{IIC, propagation}^d$ sont présentées à la Figure 3.22 en fonction du rapport a/R . La valeur moyenne obtenue est de $(50,0 \pm 14,0)$ kJ/m². Le taux de relâchement d'énergie pour la propagation d'une délamination calculée de cette manière est donc supérieur d'un facteur de 50 par rapport à la valeur calculée précédemment pour l'initiation d'une délamination.

Tableau 3.4: Calcul du taux de relâchement d'énergie en propagation ($G_{IIC, propagation}^d$)

a/R	ΔU (J)	ΔA (10 ⁻⁶ m ²)
0,35	2,60	85,0
0,40	2,54	42,8
0,475	2,44	36,6
0,50	2,45	56,8
0,525	2,27	44,1

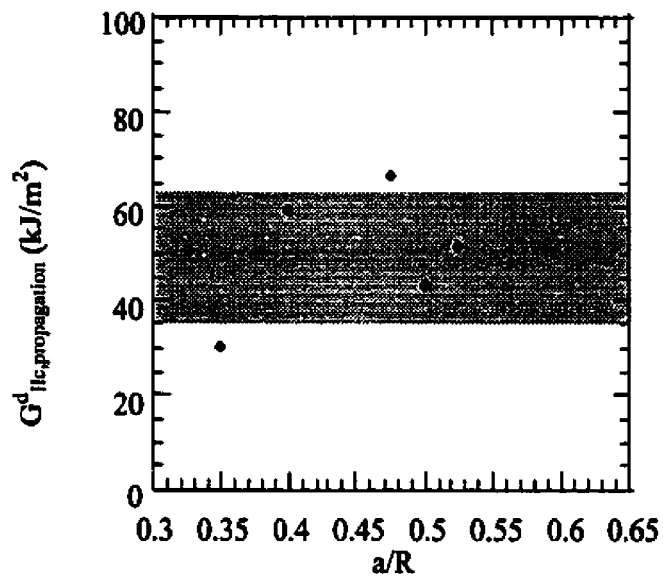


Figure 3.22 : $G^d_{ilc,propagation}$ en fonction de la taille initiale de la délamination et écart-type associé aux résultats (zone ombragée).

CHAPITRE IV

ANALYSE ET DISCUSSION

Dans ce chapitre, une analyse et une discussion des résultats obtenus sont présentées. De plus, les résultats obtenus sont comparés à ceux disponibles dans la littérature pour des matériaux similaires et les sources d'erreurs sont identifiées.

4.1 Influence de la largeur des échantillons

Les résultats obtenus pour les essais d'impact effectués sur des échantillons de 45 et 55 mm montrent que la force maximale de même que l'énergie absorbée et la flèche à la force maximale ne sont pas influencées par la largeur des échantillons dans la gamme d'énergie utilisée (Figure 3.1). On peut donc en conclure qu'une largeur de 45 mm est suffisante pour assurer un bon encastrement des échantillons dans le support de 38,1 mm de diamètre intérieur. Aussi, on peut supposer que l'endommagement ainsi que les propriétés résiduelles obtenues ne sont pas influencés par la largeur des échantillons. Pour cette raison, tous les tests d'impact ont été effectués sur des échantillons de 45 mm de largeur, ce qui permet de déterminer les propriétés résiduelles sans aucun usinage après impact.

4.2 État de contrainte et endommagement

La distribution des différents types de dommages observés à la section 3.2 est déterminée par la variation de l'état de contrainte en fonction de la position dans le laminé. Dans les prochains paragraphes, les contraintes principales présentes à trois endroits dans le laminé sont déterminées et comparées aux dommages observés. Pour ce faire, les contraintes sont approximées en utilisant les équations de la théorie des poutres pour le cas de la flexion trois points d'un matériau homogène et isotrope.

En flexion 3 points et pour un matériau homogène et isotrope, la contrainte agissant dans la direction longitudinale de l'échantillon, σ_x , est donnée par :

$$\sigma_x = \frac{-3 \cdot P \cdot L \cdot y}{b_f \cdot d^3} \quad (4.1)$$

où P est la charge appliquée par l'impacteur, L est la distance entre les supports, b_f est la largeur des échantillons, d est l'épaisseur des échantillons et y est la distance à l'axe neutre dans l'échantillon (Bazergui *et al.*, 1993), tel que défini à la Figure 4.1. La contrainte de cisaillement, τ_{xy} , est quant à elle donnée par l'expression :

$$\tau_{xy} = \frac{3 \cdot P}{b_f d^3} \cdot \left(\frac{d_f^2}{4} - y^2 \right) \quad (4.2)$$

où V est l'effort tranchant, b_f est la largeur des échantillons, d est l'épaisseur des échantillons et y la distance à l'axe neutre dans l'échantillon (Bazergui *et al.*, 1993). La contrainte normale associée au contact de l'impacteur, σ_y , dans le cas où la contrainte découlement du matériau est atteinte, est donnée par l'expression :

$$\sigma_y = \frac{-P}{3 \cdot \pi \cdot r_i^2} \quad (4.3)$$

où P est la charge appliquée par l'impacteur et r_i est le rayon de l'impacteur (Ashby, 1992). Finalement, l'angle correspondant au plan de contrainte principale, θ , est donné par :

$$\tan(2\theta) = \frac{2 \cdot \tau_{xy}}{\sigma_x - \sigma_y} \quad (4.4)$$

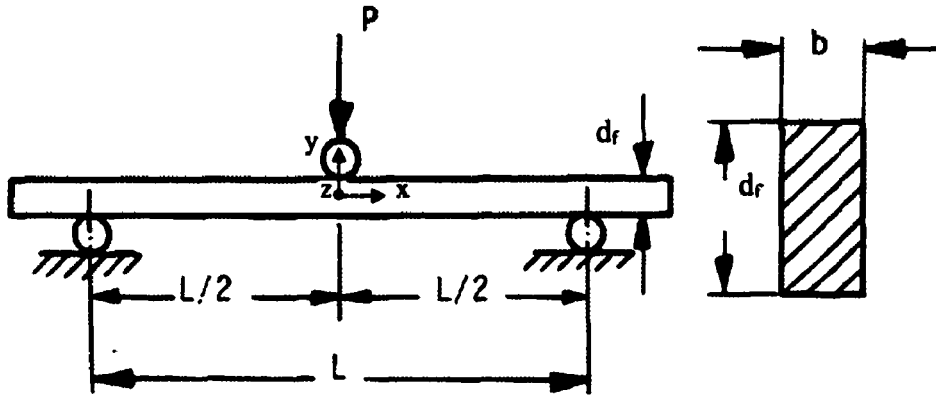


Figure 4.1 : Schéma d'une poutre en flexion (Mallick, 1993).

4.2.1 État de contrainte sous l'impacteur dans le pli inférieur

Pour le pli inférieur, y est égale à $-\frac{d_f}{2}$. Par conséquent, la contrainte agissant dans la direction longitudinale de l'échantillon, σ_x , est égale à:

$$\sigma_x = \frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot b_f \cdot d_f^2} \quad (4.5)$$

Puisque l'expression 4.4 est positive, la contrainte σ_x est en traction. La contrainte de cisaillement dans le pli inférieur est quant à elle donnée par :

$$\tau_{xy} = \frac{6 \cdot V}{b_f d_f^3} \cdot \left(\frac{d_f^2}{4} - \frac{d_f^2}{4} \right) = 0 \quad (4.6)$$

De plus, on peut considérer la contrainte normale comme étant négligeable à cet endroit puisque la charge est appliquée sur le premier pli. Par conséquent :

$$\sigma_y = 0 \quad (4.7)$$

Finalement, l'angle correspondant au plan des contraintes maximales est égal à :

$$\operatorname{tg}(2\theta) = \frac{0}{\sigma_x} \Rightarrow \theta = 0^\circ \quad (4.8)$$

Ces contraintes ainsi que l'angle correspondant au plan des contraintes principales sont rapportés au tableau 4.1. Puisque $\theta = 0^\circ$ et que σ_x est positif, on peut donc prévoir une rupture en tension dans le pli inférieur. Un tel mode de rupture a effectivement été observé pour toutes les énergies incidentes où l'endommagement a été caractérisé. Des fissures de tension orientées perpendiculairement à la surface du pli inférieur ont été observées à cet endroit, tel que présenté aux Figures 3.2 à 3.4 et 4.2. Ces fissures sont créées lorsque la contrainte en tension dépasse la résistance longitudinale du pli.

Des fissures semblables ont également été observées dans les plis situés au-dessus du film de polyimide dans les échantillons utilisés pour mesurer la résistance interlaminaire (Figure 3.20a). Ceci s'explique par le fait que les portions des plis situées au-dessus et en-dessous du film de polyimide peuvent être considérées localement comme deux échantillons différents que l'on aurait superposés. Lors de l'impact, des contraintes de tension sont présentes dans le dernier pli de chacun de ces « échantillons superposés », ce qui entraîne la formation de fissures de tension dans le pli situé au-dessus du film de polyimide ainsi que dans le pli inférieur.

4.2.2 État de contrainte à mi-épaisseur sous l'impacteur

À mi-épaisseur, y est égale à zéro. La contrainte σ_x est donc nulle :

$$\sigma_x = 0 \quad (4.9)$$

La contrainte de cisaillement est quant à elle maximale à mi-épaisseur et sa valeur est donnée par :

$$\tau_{xy} = \frac{3 \cdot P}{b_f \cdot d_f^3} \cdot \left(\frac{d_f^2}{4} \right) = \frac{3 \cdot P}{4 \cdot b_f \cdot d_f} \quad (4.10)$$

On peut considérer que la contrainte normale est là aussi négligeable. Par conséquent :

$$\sigma_y = 0 \quad (4.11)$$

Finalement, l'angle correspondant au plan des contraintes maximales est égal à :

$$\operatorname{tg}(2\theta) = \frac{2 \cdot \tau_{xy}}{0} \Rightarrow \theta = 45^\circ \quad (4.12)$$

L'angle de la contrainte maximale (plan de cisaillement maximal) est égal à 45° ($\theta = 45^\circ$). Puisque τ_{xy} est maximal, on peut prévoir une rupture en cisaillement sur des plans orientés à 45° à mi-épaisseur. Des fissures de cisaillement orientées à 45° sont effectivement observées dans les plis intermédiaires pour tous les niveaux d'énergie incidentes pour lesquels l'endommagement a été étudié (Figures 3.2 à 3.4 et 4.2). Ces fissures se propagent selon l'épaisseur des plis et sont arrêtées à l'interface des plis d'orientations différentes.

Les observations effectuées montrent que la première délamination est amorcée près de la mi-épaisseur, entre le cinquième et le sixième pli et que les délaminations sont toujours amorcées à partir des fissures de cisaillement (Figures 3.2a et 4.2). La formation de la première délamination à cet endroit peut être expliquée par la contrainte de cisaillement qui est maximale à mi-épaisseur et par le nombre de plis plus important dans le groupement du centre qui augmente le potentiel de séparation (Liu, 1988).

Pour une énergie incidente de 8,90 J, la délamination présente entre le septième et le huitième pli possèdent une forme caractéristique en arachide (Figure 3.7f – régions pâles). La forme de cette délamination correspond au profil des contraintes de cisaillement déterminées par Wang et Vu-Khanh (1994) présenté à la Figure 1.6. Ceci démontre que les délaminations se propagent bel et bien sous l'effet du cisaillement interlaminaire. De plus, la direction principale de ces délaminations est parallèle à la direction des fibres du pli inférieur, tel que prévu par Liu (1988) à l'aide de son modèle basé sur la différence de rigidité en flexion des plis d'orientation différente.

4.2.3 État de contrainte dans la région située directement sous l'impacteur

Sous l'impacteur, y est égale à $\frac{d_f}{2}$. Par conséquent, la contrainte σ_x est égale à :

$$\sigma_x = \frac{-3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot b_f \cdot d_f^2} \quad (4.13)$$

où le signe « - » indique que la contrainte est en compression. Tout comme dans le pli inférieur, la contrainte de cisaillement est égale à zéro :

$$\tau_{xy} = \frac{3 \cdot P}{b_f d_f^3} \cdot \left(\frac{d_f^2}{4} - \frac{d_f^2}{4} \right) = 0 \quad (4.14)$$

mais la contrainte normale est quant à elle égale à :

$$\sigma_y = \frac{-P}{3 \cdot \pi \cdot r_i^2} \quad (4.15)$$

L'angle correspondant au plan des contraintes maximales est égal à :

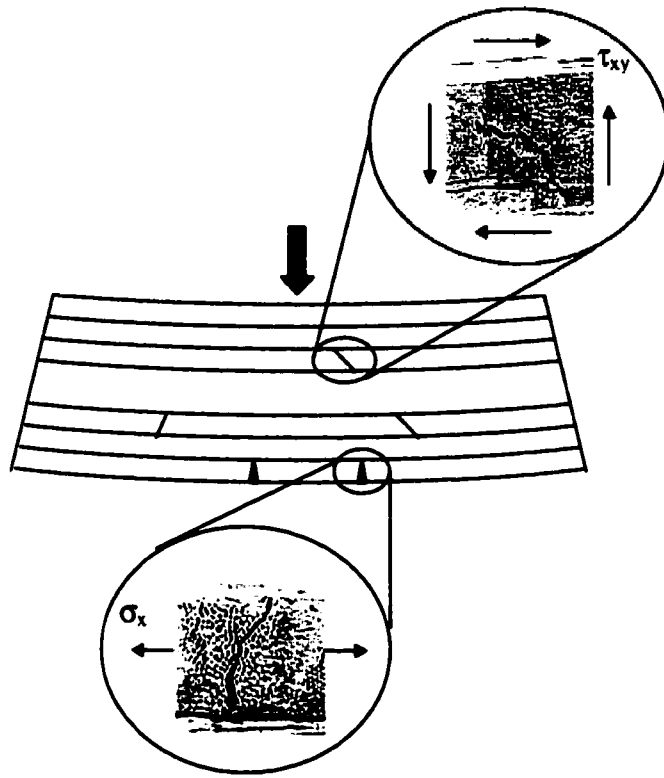
$$\tan(2\theta) = \frac{0}{\sigma_y} \Rightarrow \theta = 0^\circ \quad (4.16)$$

Ces valeurs sont rapportées au Tableau 4.1. Puisque $\theta = 0^\circ$ et que σ_x est négatif, on peut donc s'attendre à une rupture en compression (flambage) sous l'impacteur. Un tel mode de rupture a effectivement été observé pour les énergies incidentes de 4,70 et 8,90 J où l'on peut observer des fissures de compression (rupture des fibres par flambage) près du point d'impact, tel que présenté aux Figures 3.5 et 4.2. De pareilles fissures ont également été observées par Bishop (1985) pour un composite PEEK/carbone. En raison de la contrainte normale, σ_y , on peut également prévoir une déformation plastique de l'échantillon dans la région située sous l'impacteur, tel que rapporté aux Figures 3.3 et 3.4.

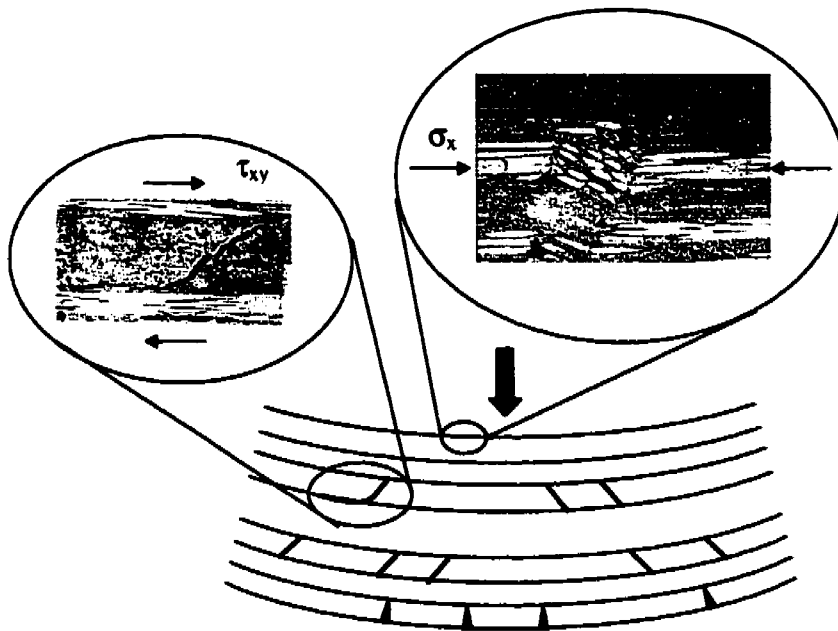
Aucune fissure ni délamination n'ont été observées directement sous l'indentation (Figures 3.2 à 3.4). La même observation a déjà été rapportée par Bishop (1985) et par Curson et al. (1990) pour des composites PEEK/carbone. Ceci constitue une différence importante dans la distribution des dommages par rapport aux composites carbone/époxy pour lesquels des fissures sont observées directement sous le point d'impact en raison de la nature fragile de la matrice d'époxy (Boll et al., 1986; Lesser et Filippov, 1991).

Tableau 4.1 : Contraintes principales et angle du plan des contraintes maximales pour trois positions différentes dans l'échantillon.

Position	σ_x	σ_y	τ_{xy}	θ
Sous l'impacteur	$\frac{-3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot b_f \cdot d_f^2}$	$\frac{-P}{3 \cdot \pi \cdot r_i^2}$	0	0°
Milieu	0	0	$\frac{3 \cdot P}{4 \cdot b_f d_f}$	45°
Pli inférieur	$\frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot b_f \cdot d_f^2}$	0	0	0°



(a)



(b)

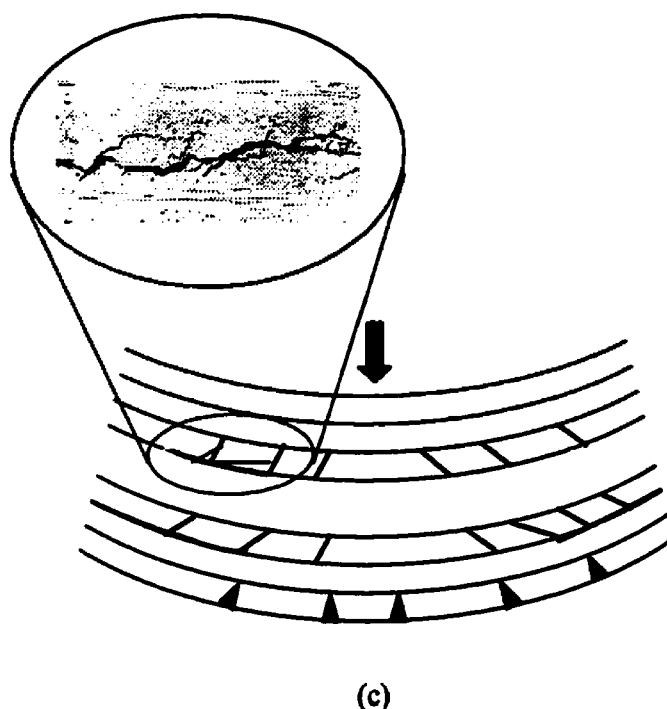


Figure 4.2 : Schéma de l'endommagement et des contraintes approximées à l'aide de la théorie des poutres pour des énergies incidentes croissantes. (a) Fissures dans la matrice, (b) rupture de fibres et initiation de la délamination et (c) multiplication des fissures dans la matrice et des délaminations et coalescence des fissures dans la matrice.

4.3 Évolution de l'endommagement

La densité de fissures dans la matrice n'augmente que légèrement pour une énergie incidente passant de 2,35 J à 4,90 J, alors qu'elle double pour une énergie incidente passant de 4,90 J à 8,90 J (Figure 3.6). Ceci démontre que la densité de fissure dans la matrice n'est pas directement proportionnelle à l'énergie d'impact et laisse supposer que l'endommagement suit une courbe à trois stades, comme Talreja (1987) l'a démontré en fatigue. Dans le premier stade, qui correspond aux énergies incidentes inférieures à 1,50 J (énergie à partir de laquelle les premières délaminations sont amorcées, voir Figure 3.8), les contraintes sont insuffisantes pour créer un montant significatif de dommage. Ce stade correspond au troisième stade observé par Talreja (1987), c'est-à-dire aux

déformations imposées pour lesquelles seules des fissures de tension sont observées. Le deuxième stade correspond aux énergies incidentes légèrement supérieures à celles du premier stade et est similaire au deuxième stade observé par Talreja (1987) pour lequel l'endommagement augmente avec le nombre de cycles. Des fissures dans la matrice et des délaminations sont observées dans ce stade et l'endommagement augmente graduellement avec l'énergie incidente. Les énergies incidentes de 2,35 J et 4,90 J (Figures 3.2 et 3.3) correspondent à ce stade. Le dernier stade d'endommagement correspond à la rupture de fibres. En impact, on observe aussi une augmentation rapide de la densité de fissure dans la matrice et une forte coalescence de ces dernières, tel qu'observé pour l'énergie incidente de 8,90 J (Figures 3.4 et 4.2c).

4.4 Propriétés résiduelles après impact

La tolérance aux dommages (*damage tolerance*) d'un matériau est définie comme sa capacité à supporter un certain niveau d'endommagement sans perdre une proportion trop importante de sa résistance. Dans la pratique, ceci permet d'éviter la rupture catastrophique d'une composante entre deux inspections (Kim et Shan, 2000). Dans cette section, les résultats obtenus pour le laminé et le sergé sont comparés et l'évolution des propriétés est discutée en fonction de l'endommagement observé.

4.4.1 Propriétés résiduelles en traction

À la Figure 3.13a, qui présente la variation de la résistance en traction en fonction de l'énergie incidente, on remarque la présence de deux zones distinctes dans le comportement du laminé. Jusqu'à une valeur d'environ 4 J, la résistance du laminé n'est pas significativement influencée par l'énergie incidente. Cependant, pour les énergies incidentes supérieures à 4 J, la résistance du laminé diminue progressivement avec l'énergie incidente. La diminution de la résistance observée dans cette deuxième région est probablement causée par la rupture des fibres en surface près de l'indentation (Figure 3.5). Ces fibres sont orientées parallèlement à l'axe de traction. La diminution de la résistance peut aussi être associée à la présence de délaminations. Il a été observé par

O'Brien (1985) que les délaminations entraînent une concentration locale de la déformation dans les plis qui supportent la charge (dans notre cas les plis orientés à 0°) et qu'une rupture pour un allongement plus faible est alors observée.

La résistance en traction du sergé est quant à elle inchangée pour tout le domaine d'énergie testé, tel que présenté à la Figure 3.13a. Il est possible de proposer quelques explications pour ce comportement. Dans un premier temps, aucune fissuration près du point d'impact n'a été observée. Puis, tel qu'observé par Kim et Sham (2000) pour un composite carbone/époxy, la délamination causée par impact est beaucoup moins importante pour un matériau tissé que pour un laminé. L'imbrication des fibres selon deux directions complique passablement la propagation de la délamination. Par conséquent, il est probable que la concentration de la déformation liée à la délamination ait été négligeable sinon beaucoup moins importante.

La Figure 3.13b montre que les modules d'Young du laminé et du sergé demeurent inchangés en fonction de l'énergie incidente. Ceci est associé au fait que la quantité de fibres brisée est initialement faible. Le volume de fibres brisées est négligeable par rapport au volume considéré lors de la mesure du module.

4.4.2 Propriétés résiduelles en flexion

La Figure 3.14 présente la variation de la résistance du laminé et du sergé en fonction de l'énergie incidente. De cette figure, on observe que la résistance du laminé diminue plus rapidement lorsque la charge est appliquée sur le côté impacté plutôt que sur le côté non-impacté. Ceci est un résultat inattendu puisque les délaminations, que l'on retrouve principalement dans les plis intermédiaires et inférieurs (Figures 3.2 à 3.4), devraient être davantage susceptibles à un chargement en compression. Ceci peut être expliqué par la rupture en compression du composite qui a été observée lors des essais de flexion. Il est probable que la rupture des fibres en impact (près des marques d'indentation, Figure 3.5) ait servi d'amorce pour la rupture en compression observée lors de l'essai de flexion.

Dans un tel cas, la diminution de la résistance est effectivement plus importante si le chargement est appliqué sur le côté impacté. Pour le chargement sur le côté non-impacté (Figure 3.14b), la diminution de la résistance peut être associée simplement à l'effet combiné de la délamination et des fissures dans la matrice (Figures 3.2 à 3.4) qui sont les deux principaux modes d'endommagement observés.

La Figure 3.15 montre que le module de flexion diminue linéairement en fonction de l'énergie incidente dans les deux conditions de chargement. Ce changement de rigidité peut être associé principalement à la présence de délaminations dont la taille varie également linéairement avec l'énergie incidente (Figure 3.8).

4.5 Valeurs critiques pour l'initiation de la délamination

4.5.1 Forces et déplacement correspondant à l'initiation de la délamination

La force correspondant à l'initiation de la délamination a été déterminée au chapitre précédent. À la section 3.2.3, cette force a été déterminée par une régression linéaire sur la courbe de l'aire délaminiée en fonction de la force maximale mesurée durant l'impact (Figure 3.10). La valeur ainsi obtenue est égale à 2 kN.

La force correspondant à l'initiation de la délamination a également été étudiée à l'aide des signaux d'impact (section 3.3). Cette force a alors été identifiée à partir des signaux force-temps par une légère chute de la force et par un changement de la pente (Figure 3.11). Une telle variation du signal force-temps est associée à une diminution de la rigidité de l'échantillon causée par la formation d'une délamination (Siow et Shim, 1998). La valeur de la force correspondant à l'initiation de la délamination obtenue de cette manière est indépendante de l'énergie incidente et égale à $2,12 \pm 0,23$ kN (section 3.3). De plus, le déplacement (la flèche) de l'échantillon au moment correspondant à l'initiation de la délamination est aussi indépendant de l'énergie incidente (section 3.3). Ceci démontre qu'il existe une valeur-seuil caractéristique au matériau pour l'amorce d'une délamination dans les conditions d'essais utilisées.

La force correspondant à l'initiation de la délamination déterminée par régression linéaire et par analyse du signal force-temps sont rapportées à la Figure 4.3. On observe que ces deux forces coïncident. Ceci permet de conclure que la force déterminée pour l'initiation de la délamination est exacte. De plus, ceci signifie que tant la méthode utilisant l'aire de la délamination (Figure 3.10) que la méthode utilisant le signal d'impact force-temps (Figure 3.11) peuvent être utilisées pour détecter l'initiation de la délamination. L'intérêt de cette force critique est qu'elle peut être utilisée pour approximer la résistance interlaminaire d'un matériau sans avoir à utiliser des échantillons préfissurés (contenant des films pour simuler une délamination).

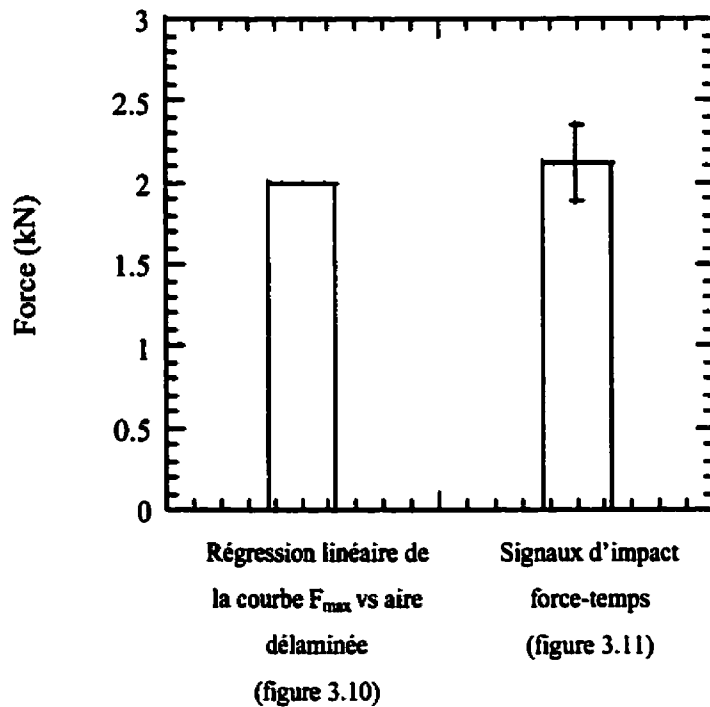


Figure 4.3 : Comparaison de la force correspondant à l'initiation de la délamination obtenue par régression linéaire à la Figure 3.10 et à l'aide des signaux d'impact force-temps à la Figure 3.11.

4.5.2 Énergie incidente et énergie absorbée correspondant à l'initiation de la délamination

L'énergie incidente correspondant à l'initiation de la délamination a été déterminée par régression linéaire à la Figure 3.8. La valeur ainsi trouvée est égale à 1,5 J. Cette valeur n'est cependant qu'une approximation, car la variation de la surface délaminée a été extrapolée linéairement sur tout le domaine d'énergie considéré. En effet, les travaux de Bishop (1985), réalisés sur un composite PEEK/carbone, rapportent une variation linéaire de l'aire délaminée pour les énergies incidentes élevées, mais une variation beaucoup plus rapide de l'aire délaminée avec l'énergie incidente pour des énergies plus faibles.

Il a été montré à la section 3.3 que l'énergie absorbée par le système au moment correspondant à l'initiation de la délamination augmente avec l'énergie incidente totale. Cette augmentation de l'énergie absorbée au moment correspondant à l'initiation de la délamination peut être attribuée à l'endommagement supplémentaire causé par les impacts de plus fortes énergies (fissures dans la matrice et déformation plastique). La mesure de l'énergie absorbée ne peut donc pas être utilisée pour prédire l'initiation de la délamination.

4.6 Détermination du taux de relâchement d'énergie

Dans cette section, la validité des valeurs obtenues pour $G_{IIc,initiation}^d$ et $G_{IIc,propagation}^d$ est d'abord étudiée. Puis, ces valeurs sont comparées aux valeurs disponibles dans la littérature pour des matériaux similaires.

4.6.1 Taux de relâchement d'énergie associé à l'initiation de la délamination

$$(G_{IIc,initiation}^d)$$

Le taux de relâchement d'énergie associé à l'initiation de la délamination a été obtenu à l'aide d'échantillons dans lesquels un film a été inséré entre le cinquième et le sixième pli ainsi qu'à l'aide du modèle proposé par Davies *et al.* (1994) (équation 2.3). Dans ce

modèle, l'expression du taux de relâchement d'énergie a été obtenue en déterminant l'énergie de déformation supplémentaire associée à la propagation d'une délamination. Cette augmentation de l'énergie de déformation est attribuable à la diminution de la rigidité causée par la présence d'une délamination (section 1.8.3). La valeur ainsi obtenue pour le taux de relâchement d'énergie est de $1110 \pm 110 \text{ J/m}^2$ (section 3.5.4). Tel que prévu par Davies et *al.* (1994), le taux de relâchement d'énergie déterminé à l'aide de l'équation 2.3 est indépendant de la taille du film (Figure 3.20). Par conséquent, la technique utilisée pour obtenir une approximation du taux de relâchement d'énergie associée l'initiation de la propagation est valide. La valeur de $G_{IIC,initiation}^d$ obtenue demeure néanmoins une approximation puisque l'expression 2.3 est dérivée pour un matériau homogène possédant une délamination à mi-épaisseur. Cette technique présente l'avantage d'être plus simple et plus près des conditions réelles d'endommagement que les méthodes généralement utilisées (ENF, CNF, etc.) pour déterminer la résistance interlaminaire des matériaux composites.

Dans une étude portant sur l'influence des conditions de moulage, Bureau et *al.* (en rédaction) ont déterminée une valeur de $G_{IIC,initiation}^d$ égale à 2700 J/m^2 (Figure 4.4) à l'aide d'un essai de type ENF pour un composite unidirectionnel PP/FV semblable à celui utilisé dans ce travail. Cette valeur est plus de deux fois supérieure à celle obtenue dans cette étude. Deux causes sont avancées pour expliquer la différence de ténacité. La première est le comportement viscoélastique de la matrice de polypropylène qui entraîne une diminution de la ténacité du matériau avec l'augmentation de la vitesse de sollicitation. En effet, une diminution de la déformation plastique est observée sur les surfaces de rupture des échantillons sollicités à grande vitesse (Maikuma, Gillespie et Wilkins, 1990). Si la déformation plastique de la matrice est le principal mécanisme d'absorption d'énergie, telle qu'observée par Friedrich et *al.* (1989), alors une diminution de la ténacité doit être observée. La deuxième cause expliquant la différence importante de ténacité obtenue est la différence de rigidité entre les plis d'orientations différentes. Cet effet est présent pour le matériau utilisé dans cette étude (composite laminé

bidirectionnel) mais est absent pour le matériau unidirectionnel utilisé par Bureau *et al.* (soumis à *Journal of Thermoplastic Composite Materials*) pour les essais de type ENF. Il a été démontré (Liu, 1988) qu'un potentiel de séparation lié à la différence de rigidité existait entre les plis d'orientation différente. Ce potentiel de séparation s'apparente à un effet de concentration de contrainte et il est donc probable que ce potentiel de séparation facilite l'initiation de la délamination en diminuant la force critique (P_c) nécessaire à l'amorce de la délamination.

4.6.2 Taux de relâchement d'énergie associé à la propagation d'une délamination ($G_{IIc, propagation}^d$)

Le taux de relâchement d'énergie associé à la propagation d'une délamination a également été déterminé à l'aide d'échantillons dans lesquels un film de polyimide a été inséré entre le cinquième et le sixième pli. La valeur ainsi obtenue est de $50\,000 \pm 14\,000 \text{ J/m}^2$ (section 3.5.5), ce qui est près de sept fois supérieur à la valeur déterminée par Bureau *et al.* (soumis à *Journal of Thermoplastic Composite Materials*) par ENF pour un composite unidirectionnel PP/FV (Figure 4.4). Cet effet n'est pas attribuable à un effet de vitesse de sollicitation puisque, dans ce cas, une valeur du taux de relâchement d'énergie plus faible aurait été obtenue vue la nature viscoélastique de la matrice. La valeur élevée de $G_{IIc, propagation}^d$ obtenue peut être associée en partie à la déformation plastique observée près du point de contact (Figures 3.3 et 3.4), puisque ce mode d'endommagement peut entraîner une absorption importante d'énergie. La surestimation du taux de relâchement d'énergie en propagation peut aussi être associée à l'encombrement du plan de délamination et à l'établissement de ponts de fibres (*fiber bridging*). Il est donc probable que l'erreur commise en associant l'énergie absorbée par l'échantillon à l'énergie nécessaire pour créer la nouvelle surface délaminée soit importante et que par conséquent la valeur de $G_{IIc, propagation}^d$ soit erronée.

L'inverse de la pente du graphique de l'aire délaminee en fonction de l'énergie absorbée (Figure 3.9), dont les unités sont des $[J/m^2]$, a été déterminée afin de vérifier si cette valeur peut être reliée au taux de relâchement d'énergie associée à la propagation. La valeur obtenue, qui est égale à $25\,000\, J/m^2$, est près de quatre fois supérieur au résultat présenté par Bureau *et al.* (soumis à *Journal of Thermoplastic Composite Materials*) et semble donc également surestimer la résistance interlaminaire du composite.

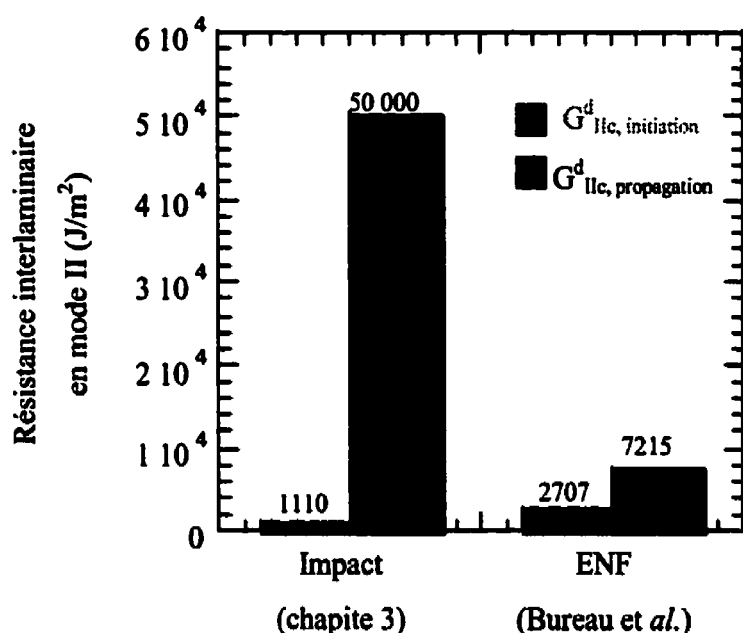


Figure 4.4 : Comparaison des valeurs de $G^d_{IIc, initiation}$ et $G^d_{IIc, propagation}$ obtenues par impact (chapitre 3) et par ENF (Bureau *et al.*, (en rédaction)).

CONCLUSION

La comportement en « impact à faible vitesse » d'un composite à fibres continues PP/FV a été étudié à l'aide de l'essai du poids tombant. L'intérêt pour ce type de matériau n'a cessé de grandir dans les dernières années, notamment en raison de leur faible coût de production, de leur bonne résistance à l'environnement et de la possibilité de recyclage qu'ils offrent. Cependant, peu de travaux ont jusqu'à maintenant porté sur leur réponse aux impacts. Aussi, cette étude a permis de caractériser en partie ce domaine particulier qu'est la réponse aux impacts à faible vitesse.

Dans la première partie de cette étude, l'endommagement d'un laminé polypropylène/fibres de verre possédant une séquence d'empilement $[0/90]_{2S}$ a été étudié à l'aide d'observations au microscope optique et d'inspections au laser-ultrasons. Il a été démontré que la distribution des principaux modes d'endommagement observés (fissures dans la matrice, délamination, déformation plastique et rupture de fibres près de l'indentation) peut être prédite en considérant l'état de contrainte associé au cas simplifié d'une plaque en flexion. À l'aide de la courbe de l'aire délamination en fonction de la force d'impact obtenue par inspection aux ultrasons, une force-seuil pour la formation de la délamination a été déterminée par régression linéaire. Cette valeur est en accord avec l'initiation des dommages détectés sur les courbes d'impact force-temps qui ont été obtenues pour différentes énergies incidentes. On peut donc conclure que l'initiation des dommages détectée sur les courbes d'impact force-temps correspond à l'initiation de la délamination et qu'il existe une force-seuil correspondant à l'amorce d'une délamination qui est une caractéristique du matériau. Par conséquent, la détermination de cette force critique peut être utilisée comme une technique visant à estimer la résistance interlaminaire du matériau. L'avantage d'utiliser cette technique pour évaluer la résistance interlaminaire réside dans le fait qu'elle peut être effectuée rapidement à l'aide d'une tourelle d'impact sans avoir à utiliser des échantillons préfissurés.

Dans la deuxième partie de cette étude, des essais de traction et de flexion ont été effectués sur des coupons préalablement impactés. La diminution de la résistance mesurée en traction a été associée principalement à la rupture des fibres près de l'indentation. Les résultats des essais de flexion montrent que la résistance et le module en flexion diminuent linéairement avec l'énergie incidente, la diminution des propriétés étant attribuée à la présence de délaminations et de dommages aux fibres.

Finalement, les taux de relâchement d'énergie correspondant à l'initiation et à la propagation d'une délamination ont été évalués à l'aide d'échantillons dans lesquels un film a été inséré près de la mi-épaisseur pour simuler une délamination. Les résultats obtenus ont par la suite été comparés avec des résultats déterminés en chargement statique à l'aide d'échantillons ENF. Le taux de relâchement d'énergie obtenu dans cette étude pour l'initiation de la délamination est 50 % plus faible que les résultats rapportés auparavant. Cette variation du taux de relâchement d'énergie est associée à la nature viscoélastique de la matrice de polypropylène et à la différence de rigidité entre les plis d'orientation différente de part et d'autre de la délamination. Le taux de relâchement d'énergie correspondant à la propagation de la délamination est sept fois plus élevé que les résultats rapportés auparavant. Cette surestimation du taux de relâchement d'énergie correspondant à la propagation de la délamination a quant à elle été associée à l'erreur commise en associant l'énergie absorbée par l'échantillon uniquement à l'énergie nécessaire pour propager la délamination.

Les résultats obtenus dans ce travail démontrent que le composite PP/FV étudié possède de bonnes propriétés en impact et donc que son utilisation est souhaitable dans des domaines comme le transport et la navigation, par exemple. En effet, ce composite est capable d'absorber l'énergie d'impact sous forme d'endommagement sans perte importante de propriétés mécaniques et sans endommagement trop important en surface pouvant altérer le fini de surface (esthétique). Les essais effectués sur des échantillons avec un film près de la mi-épaisseur montrent également que la résistance interlaminaire

peut être évaluée à l'aide d'un essai assez simple (aucun calcul de complaisance, aucune nécessité d'apposer des bloc (DCB), etc.). Les résultats obtenus à l'aide de la technique développée démontrent que ce matériau possède une excellente résistance à la délamination.

Les résultats obtenus dans ce travail ouvrent la porte à de nombreux travaux futurs. Parmi ceux-ci figure la simulation par éléments finis d'un impact, afin de prévoir l'endommagement en utilisant les propriétés déterminées en statique (flexion, traction) et les propriétés déterminées sous chargement dynamique ($G_{IIc,initiation}^d$, par exemple). D'autres essais utilisant des séquences d'empilement différentes et des géométries d'impacteur et de support différents devraient aussi être entrepris afin de déterminer l'influence de ces paramètres sur des propriétés telles la force correspondant à l'initiation et $G_{IIc,initiation}^d$, par exemple. Finalement, d'autres travaux portant sur la caractérisation de l'endommagement sont nécessaires afin de mieux comprendre les différents stades d'endommagement.

BIBLIOGRAPHIE

ABRATE, S. (1998). Contact laws. Impact on Composite Structures, Cambridge University Press, Cambridge, 6-25.

AKSHANTALA, N.V. et TALREJA, R. (1998). A mechanistic model for fatigue damage evolution in composite laminates. Mechanics of Materials, 29, 123-140.

AKSHANTALA, N.V. et TALREJA, R. (2000). A micromechanics based model for predicting fatigue life of composite laminates. Materials Science and Engineering : Part A, 285, 303-313.

ALIYU, A.A. et DANIEL, I.M. (1985). Effect of strain rate on delamination fracture toughness of graphite/epoxy. ASTM STP 876, Philadelphia, 336.

ASHBY, M.F. (1992). Useful approximate solution to standart problems, Materials Selection in Mechanical Design, Butterworth-Heinemann, Oxford, 252-282

BAZERGUI, A., BUY-QUOC, T., BIRON, A., McINTYRE, G. et LABERGE, C. (1993). Chapitre 4 : Contraintes dans les poutres en flexion, Résistance des matériaux, Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, Montréal, 52-77.

BIAGI, E., CORVI, A. et MASOTTI, L. (1992). Ultrasonic nondestructive evaluation of damage evolution in composite materials. Acoustic Imaging, 19, 595-600.

BISHOP, S.M. (1985). The mechanical performance and impact behaviour of carbon-fibre reinforced PEEK. Composite Structures, 3, 295-318.

BOLL, D.J., BASCOM, W.D., WEIDNER, J.C et MURRI, W.J. (1986). A microscopy study of impact damage of epoxy-matrix carbon-fibre composites. Journal of Materials Science, 21, 2667-2677.

BEAUMONT, P.W.R. (1979). Fracture mechanisms in fibrous composites. Fracture Mechanics, Current Status, Future Prospects, R.A. Smith (Pergamon Press), 211-233.

BUREAU, M.N. et DENAULT, J. (2000). Fatigue behavior of continuous glass fiber composites : Effect of the matrix nature. Polymer Composites, 21, 636-644.

BUREAU, M.N., DENAULT, J. et DICKSON, J.I. (soumis à *Journal of Thermoplastic Composite Materials*). Effects of the molding conditions on mode II interlaminar crack propagation in continuous glass fiber/polypropylene composites.

CAIRNS D.S. et LAGACE P.A. (1992). A consistent engineering methodology for the treatment of impact in composite materials. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 11, 395-412.

CANTWELL, W.J., CURTIS, P.T. et MORTON, J. (1986). An assessment of the impact performance of CFRP with high strain carbone fibres. Composites Science and Technology, 25, 133-148.

CANTWELL, W.J. et MORTON, J. (1985). Detection of impact damage in CFRP Laminates. Composite Structures, 3, 241-257.

CANTWELL, W.J. et MORTON, J. (1991). Comparison of the low and high velocity impact response of CFRP. Composites, 20, 545-551.

CANTWELL, W.J. et MORTON, J. (1991). The impact resistance of a composite materials – a review. Composites, 22, 347-362.

CAPRINO, G. (1984). Residual strength prediction of impacted CFRP laminates. Journal of Composite Materials, 18, 508-518.

CAPRINO, G., LOPRESTO, V., SCARPONI, C. et BRIOTTI, G., (1999). Influence of material thickness on the response of carbon-fabric/epoxy panels to low velocity impact. Composites Science and Technology, 59, 2279-2286.

CHERESH, M.C. et McMICHAEL, S. (1987). Instrumented impact test and data interpretation. Instrumented Impact Testing of Plastics and Composite Materials, ASTM STP 936, Philadelphia, 9-23.

CHOI, H.Y et CHANG F.-K. (1992). A model for predicting damage in graphite/epoxy laminated composites resulting from low-velocity point impact. Journal of Composite Materials, 26, 2134-2169.

CHOI, H.Y., WU, H.-S. T. et CHANG F.-K. (1991). A new approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composites due to low-velocity impact : Part I – Experiments. Journal of Composite Materials, 25, 992-1011.

CHOI, H.Y., WU, H.-S. T. et CHANG F.-K. (1991). A new approach toward understanding damage mechanisms and mechanics of laminated composites due to low-velocity impact : Part II – Analysis. Journal of Composite Materials, 25, 1012-1038.

COGSWELL, F.N. (1992). Components of a thermoplastic structural composite, Thermoplastic Aromatic Polymer Composites, Butterworth-Heinemann, Oxford, 11-45.

CURSON, A.D., LEACH, D.C. et MOORE, D.R. (1990). Impact failure mechanisms in carbon fiber/PEEK composites. Journal of Reinforced Plastics and Composites, **3**, 24-30.

DA-JUMBO, E., LEEWOD, A.R. et SUN, C.T. (1989). Impact damage characteristics of bismaleimides and thermoplastic composite laminates. Composites Materials : Fatigue and Fracture, Second Volume, ASTM STP 1012, Philadelphia, 356-372.

DAVIDSON, B.D., MICHAELS, J.E., SUNDARARAMAN, V. et MICHAELS, T.E. (1992). Ultrasonic imaging of impact damaged composite panels. Acoustical Imaging, **19**, 589-594.

DAVIES, G.A.O et ROBINSON, P. (1992). Predicting failure by debonding/delamination. AGARD : 74th Structures & Materials Meeting, Debonding/delamination of Composites.

DAVIES, G.A.O, HITCHING et WANG, J.W. (2000). Prediction of threshold impact energy for onset of delamination in quasi-isotropic carbon/epoxy composite laminates under low-velocity. Composites Science and Technology, **60**, 1-7.

DAVIES, G.A.O et ZHANG, X. (1995). Impact damage prediction in carbon composite structures. International Journal of Impact Engineering, **16**, 149-170.

DAVIES, G.A.O, ZHANG X., ZHOU, G. et WATSON, S. (1994). Numerical modelling of impact damage. Composites, **25**, 342-350.

DOREY, G. (1989). Damage tolerance and damage assessments in advanced composites. Advanced Composites, I.K. Partridge (Elsevier Applied Science Publication), Chapitre 11.

FEJES-KOZMA, Zs. et KARGER-KOCSIS, J. (1994). Fracture Mechanical Characterization of a glass fiber mat-reinforced polypropylene by instrumented impact bending. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 13, 822-834.

FINN, S.R., HE, Y.-F. et SPRINGER, G.S. (1993). Delaminations in composite plates under transverse impact loads – A model. Composite Structures, 23, 177-190.

FINN, S.R., HE, Y.-F. et SPRINGER, G.S. (1993). Delaminations in composite plates under transverse impact loads – Experimental results. Composite Structures, 23, 191-204.

FOUND, M.S., HOWARD, I.C. et PARAN, A.P. (1998). Interpretation of signals from dropweight impact tests. Composite Structures, 42, 353-363.

FRIEDRICH, K., CARLSSON, L.A., SMILEY, A.J., WALTER, R. et GILLESPIE Jr, J.W. (1989). Mechanisms for rate effects on interlaminar fracture toughness of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites. Journal of Material Science, 3387-3398.

GANAPATHY, S. et RAO, K.P. (1997). Interlaminar stresses in laminated composite plates, cylindrical/spherical shell panels damaged by low-velocity impact. Composite Structures, 38, 157-168.

HILLGER, W. (1992). Ultrasonic imaging of damages in CFRP-laminates. Acoustical Imaging, 19, 575-579.

HITCHEN, S.A. et KEMP, R.M.J. (1995). The effect of stacking sequence on impact damage in a carbon fibre/epoxy composite. Composites, 26, 207-214.

JOSHI, S.P. et SUN, C.T. (1985). Impact induced fracture in a laminated composite. Journal of Composite Materials, 19, 51-66.

KAKARALA, S.N. et ROCHE, J.L. (1987). Experimental comparison of several impact test methods. Instrumented Impact Testing of Plastics and Composite Materials, ASTM STP 936, Philadelphie, 144-162.

KARGER-KOCSIS, J. (1993). Instrumented impact fracture and related failure behavior in short- and long-glass fiber-reinforced polypropylene. Composites Sciences and Technology, 48, 273-183.

KIM, J.K. et SHAM, M.-L. (2000). Impact and delamination failure of woven-fabric composites. Composites Sciences and Technology, 60, 745-761.

LESSER, A.J. et FILIPPOV, A.G. (1991). Kinetics of damage mechanisms in laminated composites. 36th International SAMPE symposium, Avril 15-18, 886-900.

LIU, D. (1988). Impact-induced delamination-A view of bending stiffness mismatching. Journal of Composite Materials, 22, 674-692.

LIU, D. et MALVERN, L.E. (1987). Matrix cracking in impacted glas/epoxy plates. Journal of Composite Materials, 21, 594-609.

LIU, S. et CHANG, F.K. (1994). Matrix cracking effect on delamination growth in composite laminates. Journal of Composite Materials, 28, 941-977.

MAIKUMA, H., GILLESPIE JR, J. et WHITNEY, J.M. (1989). Analysis and experimental characterization of the center notch flexural test specimen for mode II interlaminar fracture. Journal of Composites Materials, 23, 756-786.

MAIKUMA, H., GILLESPIE JR, J. et WILKINS, D.J. (1990). Mode II interlaminar fracture of the center notch flexural specimen under impact loading. Journal of Composites Materials, 24, 124-149.

MALL, S., LAW, G.E. et KATOUZIAN, M. (1987). Loading rate effect on interlaminar fracture toughness of a thermoplastic composite. Journal of Composite Materials, 21, ???

MALLICK, P.K. (1993). Fiber-reinforced composites : materials, manufacturing, and design – 2 nd edition, Marcel Dekker, New York, Chapitre 4.

MALVERN, L.E., SUN, C.T. ET LIU, D. (1989). Delamination damage in central impacts at subperforation speeds on laminated kevlar/epoxy plates. Composites Materials : Fatigue and Fracture, Second Volume, ASTM STP 1012, Philadelphie, 386-405.

MOORE, D.R. et PREDIGER, R.S. (1988). A study of low-energy impact of continuous carbon-fiber-reinforced composites. Polymer Composites, 9, 330-336.

MONCHALIN, J.-P., NÉRON, C., PADIOLEAU, C., CHOQUET, M., BLOUIN, A. et BOUCHARD, P. (1999). Inspection of composite materials by laser-ultrasonics. International Symposium on Polymer Composites Science and Technology, Québec, 17-18.

O'BRIEN, K.T. (1985). Analysis of local delaminations and their influence on composite laminate behavior. Delamination and Debonding of Materials, ASTM STP 876, Philadelphie, 282-297.

RICHARDSON, M.O.W. et WISHEART, M.J. (1996). Review of low-velocity impact properties of composite materials. Composite Part A, 27A, 1123-1131.

ROGERS, K.F., SIDEY, G.R. et KINSTON-LEE, D.M. (1971). Ballistic impact resistance of carbon-fibre laminates. Composites, 2, 237-241.

RUHALA, L.A. et ENGEL, R.S. (2000). An investigation on the effects of fiber volume fraction on the impact properties of fiber reinforced composite laminated plates. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 19, 449-464.

SCARPONI, C. et BRIOTTI, G. (1997). Ultrasonic detection of delaminations on composite materials. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 16, 768-790.

SCARPONI, C., BRIOTTI, G., BARBONI R. et MARCONE, A. (1999). Reduction of tensile strength in angle-ply composite laminates due to low-velocity impact. Journal of Reinforced Plastics and Composites, 18, 63-85.

SLOW, Y.P. et SHIM, V.P.W. (1998). An experimental study of low velocity impact damage in woven fiber composites. Journal of Composites Materials, 32, 1179-1202.

SJÖBLOM, P.O., HARTNESS, J. et CORDELL, T.M. (1988). On low-velocity impact testing of composite materials. Journal of Composite Materials, 22, 30-52.

SJÖBLOM, P.O. et HWANG, B. (1989). Compression after impact : The 5000\$ data point ». Proc. 34th Int. SAMPE Symp., 1411-1421.

SMILEY, A.J. et PIPES, R.B. (1987). Rate sensitivity of mode II interlaminar fracture in graphite/epoxy and graphite/PEEK composite materials. Composites Science and Technology, 29.

SRINIVASAN, K., JACKSON, W.C., SMITH, B.T. et HINKLEY, J.A. (1992). Characterization of damage modes in impacted thermoset and thermoplastic composites. Journal of Reinforced Plastics and Composites, **11**, 1111-1126.

TIMOSHENKO, S. (1959). Symetrical bending of circular plates. Theory of plates and shells, McGraw-Hill, 51-78.

TAKEDA, N., SIERAKOWSKI, R.L. et MALVERN, L.E. (1982). Microscopic observations of cross sections of impacted composites laminates. Composite Technology Review, ASTM, 40-44.

TALREJA, R. (1987). Fatigue of composite materials : Damage mechanisms and fatigue-life diagrams. Fatigue of Composite Materials, Technomi publishing company, Lancastere, 25-40.

VERPOEST, I. et EFSTRATIOU, V. (1992). BE 3159-89 MTM Progress Report, Kath. University of Leuven.

WANG, H. et VU-KHANH, T. (1994). Damage extension in carbon fiber/PEEK crossply laminates under low velocity impact. Journal of Composite Materials, **28**, 684-707.

WU, E. et YEN, C.-S., (1994). The contact behavior between laminated composite plates and rigid spheres. Journal of Applied Mechanics, **61**, 60-66.

ZHOU, G. (1995). Prediction of impact damage thresholds of glass fiber reinforced laminates. Composite Structures, **31**, 185-193.